



TITLE:

高温疲労き裂伝ぱに関する破壊力学的研究(Dissertation_全文)

AUTHOR(S):

北村, 隆行

CITATION:

北村, 隆行. 高温疲労き裂伝ぱに関する破壊力学的研究. 京都大学, 1986, 工学博士

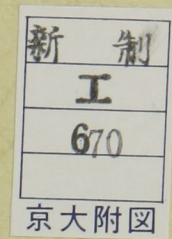
ISSUE DATE:

1986-07-23

URL:

<https://doi.org/10.14989/doctor.r5998>

RIGHT:



高温疲労き裂伝ぱに関する 破壊力学的研究

1986年3月

北 村 隆 行

高温疲労き裂伝ぱに関する 破壊力学的研究

1986年3月

北 村 隆 行

目 次

第1章 緒 論	1
第2章 繰り返し数依存性疲労き裂伝ば	11
2.1 緒 言	11
2.2 繰り返し数依存性疲労き裂伝ばの支配力学量	12
2.2.1 試験方法	12
2.2.2 試験結果および考察	16
2.2.2.1 き裂伝ば速度と弾性応力拡大係数範囲の関係	16
2.2.2.2 き裂伝ば速度と疲労J 積分範囲の関係	19
2.3 繰り返し数依存性疲労き裂伝ばに及ぼす各種因子の影響	25
2.3.1 試験方法	25
2.3.1.1 供試材および試験片	25
2.3.1.2 試験装置および試験条件	25
2.3.2 試験結果および考察	27
2.3.2.1 周波数の影響	27
2.3.2.2 試験温度の影響	37
2.3.2.3 圧縮クリープ変形の影響	37
2.3.2.4 結晶粒径の影響	37
2.3.2.5 各種耐熱合金の dl/dN と ΔJ_f の関係	39
2.4 結 言	39
第3章 静クリープき裂伝ば	43
3.1 緒 言	43
3.2 相似試験片による静クリープき裂伝ばの支配力学量の検討	44
3.2.1 試験方法	44
3.2.2 試験結果	47

3.2.3 考 察	50
3.3 き裂先端のひずみ速度とクリープ J 積分およびき裂伝ば速 度の関係	54
3.3.1 試験方法	54
3.3.2 試験結果および考察	57
3.4 静クリープき裂伝ばに及ぼす各種因子の影響	64
3.4.1 試験方法	64
3.4.1.1 供試材	64
3.4.1.2 試験片	66
3.4.1.3 試験装置および試験条件	66
3.4.2 試験結果および考察	70
3.4.2.1 試験温度の影響	83
3.4.2.2 ふん囲気の影響	84
3.4.2.3 試験片寸法の影響	84
3.4.2.4 応力条件（平面応力と平面ひずみ）の影響	85
3.4.2.5 破壊様式の影響	85
3.4.2.6 予クリープ変形の影響	85
3.4.2.7 長時間実機使用材料のき裂伝ば特性	87
3.4.2.8 各種耐熱合金の dl/dt と J^* の関係	91
3.5 結 言	93
第 4 章 時間依存性疲労き裂伝ば	97
4.1 緒 言	97
4.2 き裂先端近傍のひずみ測定に基づく時間依存性疲労き裂伝 ば特性の検討	98
4.2.1 試験方法	98
4.2.2 試験結果および考察	100
4.2.2.1 き裂先端ひずみの測定	100

4.2.2.2	き裂伝ば速度とひずみ速度の関係	100
4.2.2.3	き裂伝ば速度の加速原因	106
4.3	小規模クリープから大規模クリープへの遷移による時間依 存性き裂伝ばの加速	108
4.3.1	試験方法	108
4.3.2	試験結果および考察	110
4.4	組織回復による時間依存性き裂伝ばの加速	123
4.4.1	クリープ J 積分範囲	123
4.4.1.1	一般応力波形の場合	124
4.4.1.2	荷重制御方形応力波形の場合	126
4.4.1.3	両振り応力波形の場合	127
4.4.2	試験方法	127
4.4.3	試験結果および考察	129
4.4.3.1	変形特性	129
4.4.3.2	き裂伝ば速度とクリープ J 積分範囲の関係	133
4.5	時間依存性疲労き裂伝ばに及ぼす各種因子の影響	139
4.5.1	試験方法	139
4.5.1.1	供試材および試験片	139
4.5.1.2	試験装置および試験条件	139
4.5.2	試験結果および考察	143
4.5.2.1	試験温度の影響	143
4.5.2.2	応力保持時間の影響	151
4.5.2.3	応力比の影響	151
4.5.2.4	圧縮クリープ変形の影響	151
4.5.2.5	各種耐熱合金の dl/dN と ΔJ_c の関係	152
4.6	時間依存性疲労き裂伝ばと静クリープき裂伝ばの相関	152
4.6.1	き裂伝ば速度とクリープ J 積分範囲の関係	154

4.6.2	時間依存性疲労と静クリープの $dL/dN-\Delta J_c$ 関係の相違の原因	154
4.6.3	き裂伝ばの潜伏期間	160
4.7	結 言	165
第5章	クリープ・疲労相互作用下のき裂伝ば	169
5.1	緒 言	169
5.2	変形と破壊のクリープ・疲労相互作用	170
5.2.1	試験方法	170
5.2.2	試験結果および考察	170
5.3	クリープ疲労条件下の1サイクル中のき裂伝ば挙動	180
5.3.1	試験方法	180
5.3.2	試験結果および考察	183
5.3.2.1	直流電位差法によるき裂長さの測定	183
5.3.2.2	1サイクル中のき裂伝ば挙動	185
5.4	高温疲労き裂伝ばに及ぼす予損傷の影響	190
5.4.1	試験方法	190
5.4.2	試験結果および考察	190
5.5	結 言	196
第6章	き裂伝ばの破壊力学則より導かれた平滑材の高温疲労寿命	199
6.1	緒言	199
6.2	き裂伝ば則に基づく平滑材の高温疲労寿命則の導出	200
6.2.1	繰返し数依存性疲労	201
6.2.2	時間依存性疲労	203
6.3	従来の寿命則との比較	207
6.4	平滑材の高温疲労試験結果に基づく寿命則の検討	210
6.5	き裂伝ば試験結果に基づく $\Delta \tilde{W}_f-N_f$ および $\Delta \tilde{W}_c-N_f$ 関係の推定	214

6.6 結 言	214
第7章 結 論	219
付録 J 積分およびその評価法	225
1. J 積分	225
2. 疲労 J 積分範囲	230
3. クリープ J 積分	231
関連発表文献	237
謝 辞	240

第 1 章 緒 論

金属材料の高温疲労強度を支配する因子は多岐にわたり、負荷条件や温度条件により、表面上は異なった強度現象を示す。特に、高温における動的強度（高温疲労強度）はその負荷、温度条件によって高温高サイクル疲労、高温低サイクル疲労、サイクリック・クリープ、動クリープ、熱疲労等に細分化され、各現象別に検討されてきた。

高温疲労研究の初期では、1950年代に低サイクル疲労寿命と非弾性ひずみ範囲にべき乗関係があるとする、いわゆるManson-Coffin則が提案された〔1, 2〕。しかし、その後、高温低サイクル疲労寿命が負荷サイクルの周波数に依存すること等が明らかにされ、高温疲労現象の複雑さがクローズ・アップされた。その複雑さの主因は、本来繰り返し数依存性の現象である疲労に時間依存性の現象であるクリープが関与するためであると考えられた。これをクリープ・疲労相互作用もしくはクリープ・疲労重畳作用と言う。このクリープと疲労のかかわりを明らかにするために数多くの研究がなされ、1960年代から1970年代にかけて平らによって線形損傷則〔3〕が、Coffinによって周波数修正寿命則〔4〕が、Mansonらによってひずみ範囲分割法〔5, 6〕が提案された。しかし、これらの寿命則は、上述の現象すべてを包含して説明するものではなく、また実験法則であるがゆえにその物理的根拠は希薄であった。裏返せば、上述の現象相互の関連性等を含む高温疲労に関する普遍の一般的な法則性はいまだ明らかになっていないと言える。

高温疲労現象の法則性を明らかにするためには、その破壊過程であるき裂の発生・伝ばの解明が非常に重要である。本研究は、その破壊の主要過程の一つであるき裂伝ばに焦点を絞り、高温疲労条件下における上述の動的強度をすべて包括した一般普遍の力学法則を明らかにすることを目的としている。

さて、高度成長期には、日本経済の急速な膨張に伴い、エネルギー需要が爆発的に増大した。したがって、この時期に火力発電設備等のエネルギー関連高温機器・構造物が数多く製

作された。現在、これらの機器・構造物が次々と設計寿命を迎えるに至っている〔7〕。ところが、これらは設計時に大きな余裕を見込んでおり、適切な運用を行えば、今後も充分使用に耐え得るものと思われる。一方、現在、世界は安定成長期に入り、エネルギー需要は落ち着きを見せている。経済的な見地からは、老朽化した機器・構造物の廃却、新鋭機器・構造物の新設が必ずしも有利ではなく、各種エネルギー関連機器の機動的かつ効率的な運用が望まれている。そのためには、機器部材の信頼性の評価が不可欠である。このことは、エネルギー関連機器のみにとどまらず、化学プラント等の多くの分野の高温機器にもあてはまる。

また、長期的視野に立てば、エネルギー源としての石油の枯渇は否めず、新エネルギー源の開発への要求は相変わらず根強い。大容量のエネルギー源としては原子力が考えられるが、現用の軽水炉では、主に自然界に存在するウランの0.7%にすぎないウラン ^{235}U しか利用できない。したがって、高速増殖炉等の新型原子炉の開発が進められている〔8〕。しかし、新型炉の機器・構造部材は高温、高応力の厳しい使用条件下におかれるため軽水炉より一層の高い信頼性が要求される。すなわち、工業的にも高温疲労強度の解明が待望されている。

上述の高温機器・構造部材に対する諸要求に答えるため、寿命・余寿命評価法の検討〔1-6, 9〕や損傷検出法の開発〔9-12〕が進められている。運転開始と停止の繰り返しに伴うクリープ疲労により偏析物が原因で破壊事故に至った蒸気タービン・ロータの例〔13, 14〕があるが、それが示すように、機器・構造物の寿命評価には高温疲労条件下におけるき裂の発生・伝ば挙動の把握が重要である。とりわけ、高温低サイクル疲労ではき裂は寿命の初期に発生し、寿命の大半がき裂伝ばに費やされることが報告されている〔15-17〕。つまり、き裂伝ば挙動の解明が部材の信頼性向上に重要であることを示している。上述の事故を契機に、探傷により発見されたき裂または仮想的に導入されたき裂に対して伝ば解析を行い、タービン・ロータの余寿命および裕度評価をする方法の開発がアメリカで開始された〔18〕。それ以降、わが国を含む諸国において同様の評価法が次々と提案されている〔19-21〕。ところが、肝心の高温疲労き裂伝ば挙動の解明は後述のように非常に遅れているのが現状であり、未解決な問題が少なくない。本研究の工業的意義は、この問題を力学的に解明することにあると言える。

き裂に関する研究は、近年の破壊力学の発展とともに長足の進歩を遂げた。特に、破壊

じん性〔22-25〕、室温疲労き裂伝ば〔26, 27〕に関して、多くの問題が解明されてきた。室温疲労き裂伝ばを例にとると、小規模降伏条件ではき裂伝ば速度 dl/dN は線形弾性応力拡大係数 K 〔28〕の変化幅である ΔK 〔29〕（厳密には、有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} 〔30〕）に支配されること、低サイクル疲労では ΔK は有効性を失うが、J積分 J 〔31〕の変化幅である疲労J積分範囲 ΔJ_f （繰返しJ積分）〔32-34〕が dl/dN の支配力学的量として有力であること、高サイクル疲労と低サイクル疲労の区別なく、いずれに対しても1つの $dl/dN-\Delta J_f$ 関係が成立するようであること等が明らかにされてきた。高温疲労においてもこのような破壊力学法則の確立が望まれている。しかし、高温疲労き裂伝ばでは、時間依存の現象であるクリープと繰返し数依存の現象である疲労が共に関与するため、その伝ば挙動はきわめて複雑なものとなる〔35-37〕。また、高温疲労き裂伝ば試験は実施に多くの困難を伴うため、実施例自体が比較的少ないこともき裂伝ば挙動の解明が遅れている原因のひとつである。

Fig. 1-1は高温疲労き裂伝ばの周波数依存性を模式的に示したものである。高温疲労き裂伝ばでは、純繰返し数依存性疲労を示す領域と純時間依存を示す領域がある。また、純繰返し数依存性領域と純時間依存性領域の間にクリープ・疲労相互作用領域と呼ばれる領域とが存在する。このような傾向のあることは、今まで2、3の研究者によって指摘されてきた〔38-40〕が、これが高温疲労における一般的傾向であることを明らかにしたのは本研究である。これらのき裂伝ば速度と対応づけられているパラメータとして、応力または塑性ひずみ範囲とき裂長さの関数〔41, 42〕、応力拡大係数範囲 ΔK あるいは最大応力拡大係数 K_{max} （例えば文献〔43-47〕）が用いられることが多い。しかし、これらが適用される力学的な根拠は明確ではない。さらに、繰返し数依存と時間依存のようにき裂伝ばに関して異なる現象が現れるならば、個々の領域について力学的な検討を行う必要があると考えられるが、本研究を開始するまでそのような検討はほとんどなされていなかった〔39〕。

高温における繰返し数依存性疲労き裂伝ばは、破面上にストライエーションが認められる粒内破壊を呈する等、多くの点で室温疲労と類似している。その点では、 dl/dN の支配力学的量として ΔK が大きな意味を持つと考えられる。また、低サイクル疲労領域では ΔJ_f が有力と考えられるが、その適用例は最近になって増加しはじめたばかりである〔39, 48-50〕。

高温におけるき裂伝ばの時間依存性の主原因は、クリープである。したがって、高温疲

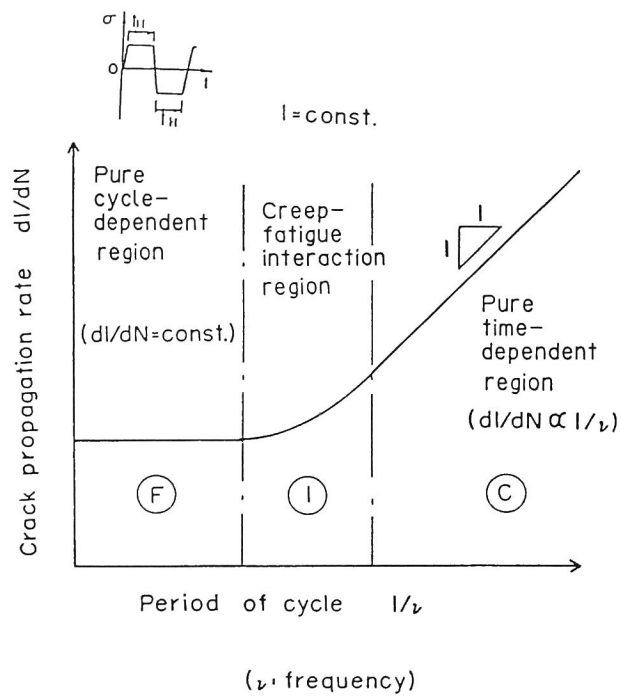


Fig.1-1 Schematic diagram of relationship between crack propagation rate, dl/dN , and period of stress (or strain) cycle, $1/\nu$, in high-temperature fatigue.

労における時間依存性き裂伝ばの解明の基礎となるのが静クリープである。また、静クリープは繰り返し数1回の疲労であると解釈すれば、Fig. 1-1ではC領域の右方（1/ℓ：大）の極限と考えることができ、広義の時間依存性疲労であることになる。この静クリープき裂伝ばに関しては、1970年中頃より実験的（例えば文献〔51-53〕）および解析的（例えば文献〔54, 55〕）な研究が開始された。き裂伝ば速度の支配力学量として、 K （例えば文献〔51, 53, 56-59〕）、正味断面応力 σ_{net} （例えば文献〔51, 53, 57-59〕）、クリープJ積分 J^* （ C^* パラメータ〔60, 61〕、修正J積分 J' 〔62, 63〕）が提案されている。これらの力学的意味は以下のように考えられる。クリープき裂伝ば速度は、き裂先端近傍のひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{c,t}$ に律速されている〔54〕。 K はクリープ変形がき裂先端近傍のみに集中する場合に $\dot{\epsilon}_{c,t}$ の大きさを代表する力学量であり〔64, 65〕、 σ_{net} は非常に大きな有限変形によってき裂先端が鈍化した場合有効なパラメータであると考えられている〔66〕。 J^* は、べき乗則クリープ（Norton則）に従うクリープき裂体の $\dot{\epsilon}_{c,t}$ の大きさを代表する力学量である〔60, 67-69〕。最近、鋼に対しては、 J^* が有効であることが示されつつある（例えば文献〔60-63〕）。しかし、それを確証するためには、各力学量の優劣が明確となる試験を実施する必要がある。また、 $\dot{\epsilon}_{c,t}$ と J^* および dL/dt の関係を実験により実証する必要がある。これらについては、まだ充分な検討がなされていない。

時間依存性疲労き裂伝ばは、クリープによるものである。ひずみ（応力）サイクルの周期が充分長ければ、そのき裂伝ば挙動は静クリープのそれと一致する（純時間依存性疲労；Fig. 1-1c）。しかし、ひずみ（応力）サイクルが短ければ、ひずみ（応力）変動に伴う $\dot{\epsilon}_{c,t}$ の加速〔64, 65, 70〕がクリープき裂伝ば速度を変化させることがある。上述の純時間依存性疲労き裂伝ば速度の支配力学量としては、静クリープき裂伝ば速度のそれと同じものが有力であると考えられるが、周期の短い場合を含めるとさらに検討が必要である。この時間依存性疲労き裂伝ばの支配力学量について検討した例は非常に少ない。ただ、本研究の開始と相前後して、時間依存性疲労き裂伝ばへも J^* の適用が検討された例〔39, 48〕が2, 3見受けられる。しかし、 $\dot{\epsilon}_{c,t}$ の加速条件下の dL/dt の支配力学量について体系的に検討したものはほとんどない。

クリープ・疲労相互作用〔35, 37〕については、定義そのものにも曖昧な部分があり、静クリープや繰り返し数依存性疲労に比べて、研究はさらに遅滞している。この領域

では、クリープによる時間依存性き裂伝ばと疲労による繰り返し数依存性き裂伝ばが重畳しているのみであるのか否かさえ明確でない。まして、クリープ・疲労相互作用下のき裂伝ば則に関する体系的な破壊力学的考察を行なったものは皆無に等しいのが現状である。また、高温疲労き裂伝ば（F、C、I 領域）には数多くの影響因子がある。さらに、材料によりき裂伝ば特性が異なると考えられる。しかし、これらについての系統的な実験はなされていない。

そこで、本研究では、上述の高温疲労き裂伝ばに関する諸問題を、破壊力学を用いて体系的に検討した。具体的には、高温疲労き裂伝ばを繰り返し数依存性のものと時間依存性のものに大別し、その破壊力学的特性（き裂伝ば則）を明らかにしたのち、クリープ・疲労相互作用下のき裂伝ばについて考察した。

まず、第2章では、繰り返し数依存性疲労き裂伝ばについて検討する。 ΔK_{eff} や ΔJ_f 等の力学量の有効性について検討したのち、試験温度等の各種因子の影響および各種耐熱合金のき裂伝ば特性についても述べる。

第3章では、静クリープき裂伝ばについて検討する。相似比の大きな試験片を用いた試験結果より、力学量間の優劣を明確にする。また、き裂先端近傍のひずみの変化を詳細に観察し、 dl/dt や J^* との関連を調べる。さらに、各種因子の影響および各種耐熱合金のき裂伝ば特性についても詳述する。

第4章では、時間依存性疲労き裂伝ばについて検討する。まず、き裂先端近傍のひずみの変化を観察し、静クリープの結果と比較検討する。次に、 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ の加速を招来させる小規模クリープと組織回復の dl/dt に及ぼす影響および dl/dt の支配力学量について述べる。さらに、各種因子の影響および各種耐熱合金のき裂伝ば特性についても検討する。また、時間依存性疲労き裂伝ば速度の $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ 以外の因子による遅延についても述べる。

第5章では、第2章から第4章までの検討結果を基にクリープ・疲労相互作用下のき裂伝ばについて考察する。まず、き裂伝ばはき裂先端近傍の変形の条件とき裂先端の破壊の条件により決されることに着目し、その各々に及ぼすクリープ・疲労相互作用の影響および時間依存性疲労と繰り返し数依存性疲労の遷移条件について検討する。また、クリープ・疲労条件下の1サイクル中のき裂伝ば挙動を詳細に観察し、その伝ば機構について調べた結果を述べる。さらに、予疲労変形材のき裂伝ば試験を行い、予損傷の影響についても検討している。

第6章では、以上の検討より得られたき裂伝ば則より平滑試験片の高温疲労寿命則を導いている。これらの寿命則と従来より用いられている寿命則と比較するとともに、高温疲労試験データ（平滑試験片）を基に、その有効性について検討している。

参考文献

- 〔1〕 S.S.Manson, University of Michigan, Engineering Research Institute, p.9 (1953).
- 〔2〕 L.F. Coffin Jr., Trans. ASME, Vol.76, p.931(1954).
- 〔3〕 平 修二, 小寺沢良一, 小沢三敏, 鈴木俊夫, 日本機械学会論文集, Vol.26, No.167, p.935(1960).
- 〔4〕 L.F. Coffin Jr., Proc. 2nd Int. Conf. Fracture, p.643(1969).
- 〔5〕 G.R. Halford, M.H. Hirshberg and S.S. Manson, ASTM STP 520, p.658(1973).
- 〔6〕 S.S. Manson, ASTM STP 520, p.744(1973).
- 〔7〕 例えば、プラントの損傷事例と経年劣化・寿命予測法, 総合技術センター刊, p.325(1984).
- 〔8〕 例えば、江端 誠, 日本金属学会会報, Vol.21, No.8, p.597(1982).
- 〔9〕 ASME International Conference on Advances in Life Prediction Methods, ed. by D.A. Woodford and J.R. Whitehead, ASME(1983).
- 〔10〕 日本機械学会第462 回講習会教材(1978).
- 〔11〕 後藤 徹, 京都大学学位論文(1981).
- 〔12〕 浦辺浪夫, 日本金属学会会報, Vol.21, No.10, p.792(1982).
- 〔13〕 L.D. Kramer and D.D. Randolph, ASME-MPC Symp. on Creep-Fatigue Interaction, p.1(1976).
- 〔14〕 D.A. Weisz, ASME-MPC Symp. on Creep-Fatigue Interaction, p.25(1976).

- 〔15〕 中山 忍, 大谷隆一, 木南俊哉, 日本機械学会講演論文集, No.834-2, p.91
(1983).
- 〔16〕 桑原和夫, 新田明人, 北村隆行, 材料, Vol.32, No.361, p.1167(1983).
- 〔17〕 宇佐美三郎, 福田嘉男, 志田 茂, 材料, Vol.33, No.369, p.685(1984).
- 〔18〕 EPRI Steam Turbine Rotor Reliability-Task Details, EPRI NP-923, Project
502, Interim Reports(1978).
- 〔19〕 松村正光, 宮崎松生, 木村和成, 中山義夫, 東芝レビュー, Vol.36, No.8,
p.742(1981).
- 〔20〕 山本達雄, 小川善朗, 木本幹夫, 広田良夫, 和気幹夫, 後藤 徹, 火力原子力発
電, Vol.34, No.6, p.15(1983).
- 〔21〕 U.Bery, K.N. Melton and D. Heiberger, Brown Boveri Review, 12-81, p.486
(1981).
- 〔22〕 金沢 武, 越賀房夫, 脆性破壊2, 破壊力学と材料強度講座8 培風館 (1977).
- 〔23〕 小林英男, 材料, Vol.32, No.363, p.1410(1983).
- 〔24〕 大塚昭夫, 宮田隆司, 材料, Vol.33, No.364, p.97(1984).
- 〔25〕 青木 繁, 材料, Vol.33, No.365, p.229(1984).
- 〔26〕 西谷弘信, 材料, Vol.33, No.366, p.361(1984).
- 〔27〕 西谷弘信編, 疲労強度学, 総合材料強度学講座6, オーム社(1985).
- 〔28〕 G.R. Irwin, Trans. ASME, Ser. E, Vol.24 No.361(1957).
- 〔29〕 P. Paris and F. Erdgan, Trans. ASME, Ser. D, Vol.85, p.528 (1963).
- 〔30〕 W. Elber, ASTM STP 486, p.230(1971).
- 〔31〕 J.R. Rice, Fracture, ed. by H. Liebowitz, Vol.2, Academic Press, p.191
(1968).
- 〔32〕 N.E. Dowling and J.A. Begley, ASTM STP 590, p.82(1976).
- 〔33〕 N.E. Dowling, ASTM STP 601, p.19(1976).
- 〔34〕 平 修二, 田中啓介, 小川 茂, 材料, Vol.26, No.280, p.93(1977).
- 〔35〕 平 修二, 大谷隆一, 材料の高温強度論, オーム社, p.189(1980).
- 〔36〕 大谷隆一, 材料, Vol.33, No.368, p.609(1984).
- 〔37〕 E.G. Ellison, Subcritical crack growth due to fatigue, stress corrosion
and creep, ed. by L.H. Larsson, Elsevier Applied Science Publishers,

- p.531(1984).
- 〔38〕 H.D. Solomon and L.F. Coffin Jr., ASTM STP 520, p.112(1973).
- 〔39〕 S. Taira, R. Othani and T. Komatsu, Trans. ASME, Ser.H, Vol.101, No.2, p.162(1979).
- 〔40〕 志賀正男, 佐々木良一, 幡谷文男, 栗山光男, 材料, Vol.28, No.308, p.407 (1979).
- 〔41〕 T. Yokobori Jr., T. Yokobori, H. Tomizawa, H. Sakata, Trans. ASME, Ser.H, Vol.105, No.1, p.13(1983).
- 〔42〕 L.A. James, ASTM STP 513, P.218(1972).
- 〔43〕 P. Shahinian, Trans. ASME, Ser. J, Vol.98, No.2, p.166(1976).
- 〔44〕 P. Shahinian and K. Sadananda, ASME-MPC Symp. on Creep-Fatigue Interaction, p.365(1976).
- 〔45〕 D.J. Michel and H.H. Smith, ASME-MPC Symp. on Creep-Fatigue Interaction, p.391(1976).
- 〔46〕 M. Clavel and A. Pineau, Met. Trans. A, Vol.9A, p.471(1978).
- 〔47〕 F. Gabrielli and R.M. Pelloux, Met. Trans. A, Vol.13A, p.1083(1982).
- 〔48〕 小寺沢良一, 森 時彦, 中井友充, 材料, Vol.29, No.321, p.592(1980).
- 〔49〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 斎藤英文, 福本雅弘, 材料, Vol.33, No.365, p.145(1984).
- 〔50〕 M. Okazaki, I. Hattori, F. Shiraiwa and T. Koizumi, Met. Trans. A, Vol.14A, p.1649 (1983).
- 〔51〕 C.B. Harrison and G.N. Sander, Eng. Fract. Mech., Vol.3, No.4, p.403 (1971).
- 〔52〕 M.J. Siverns and A.T. Price, Int. J. Fract. Mech., Vol.9, No.2, p.199(1973).
- 〔53〕 大谷隆一, 土井健志, 中村貞行, 新田明人, 材料, Vol.22, No.234, p.291 (1973).
- 〔54〕 大谷隆一, 中村貞行, 材料, Vol.25, No.275, p.738(1976).
- 〔55〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol.42, No.354, p.350 (1976).
- 〔56〕 坂田 勝, I. Finne, 日本機械学会論文集, Vol.41, No.344, p.1089(1975).

- [57] R.D. Nicholson and C.L. Formby Int. J. Fract. Mech, Vol.11, No.4, p.595 (1975).
- [58] 小寺沢良一, 岩田泰男, 材料, Vol.24, No.267, p.1114(1975).
- [59] 大谷隆一, 新田明人, 材料, Vol.25, No.275, p.746(1976).
- [60] D. Landes and J.A. Begley, ASTM STP 590. p.128(1976).
- [61] M.P. Harper and E.G. Ellison, J. Strain Analysis, Vol.12, No.3, p.167 (1977).
- [62] 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol.43, No.369, p.1577 (1977).
- [63] R. Koterazawa and T. Mori, Trans. ASME, Ser. H, Vol.99, No.4, p.298 (1977).
- [64] 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 材料, Vol.29, No.320, p.465(1980).
- [65] H. Riedel and J.R. Rice, ASTM STP 700, p.112(1980).
- [66] E.G. Ellison and G.J. Neate, I. Mech. E Conf. Publications 1976-4 "Failure of Components Operating in Creep Range" C110/76(1976).
- [67] J.R. Rice and G.F. Rosengren, J. Mech. Phys. Solids, Vol.16, No.1, p.1(1968).
- [68] J.W. Hutchinson, J. Mech. Phys. Solids, Vol.16, No.1, p.13(1968).
- [69] J.W. Hutchinson, J. Mech. Phys. Solids, Vol.16, No.5, p.337(1968).
- [70] S. Kubo, ASTM STP 803, p.1-594(1983).

第2章 繰り返し数依存性疲労き裂伝ば

2. 1 緒 言

緒論で述べたように、高温疲労き裂伝ばは、周波数 ν が大きい場合には繰り返し数依存性を示し、周波数 ν が小さい場合には時間依存性を示す〔1, 2〕。本章では、繰り返し数依存性疲労き裂伝ばについて検討する。

繰り返し数依存性き裂伝ばを示す代表的な例として室温疲労があげられる〔3〕。室温疲労き裂は、負荷変動にともないき裂先端が鈍化・再鋭化を繰り返すことによって伝ばする〔3, 4〕ため、伝ば速度の支配力学量としてはき裂先端開口変位範囲を代表するパラメータが有力であると考えられている〔5〕。つまり、小規模降伏条件が満たされている場合には、弾性応力拡大係数範囲 ΔK 〔6〕（厳密には、弾性有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} 〔7〕）が有効であり、小規模降伏から全面降伏にわたる広い範囲においては、き裂伝ばの支配力学量として疲労J積分範囲 ΔJ_f （通常、繰り返しJ積分〔8-10〕またはJ積分範囲〔11〕と呼ばれ、 ΔJ なる記号が用いられているが、本論文では後述のクリープJ積分範囲 ΔJ_c との混乱を避けるため、疲労J積分範囲と称して ΔJ_f と記すことにする）が有効であるとされている。そこで、2. 2節では、高温疲労における繰り返し数依存性疲労き裂伝ばについて、伝ば挙動が類似している室温疲労と同様な整理が可能かどうか、換言すれば、き裂伝ば速度の支配力学量としての ΔK （または、 ΔK_{eff} ）および ΔJ_f の有効性について検討する。

また、高温疲労き裂伝ばにおいては、数多くの影響因子がある。2. 3節では、2. 2節で得られたき裂伝ば則（ $dL/dN-\Delta J_f$ 関係）に及ぼす周波数、試験温度、応力波形の影響について調べるとともに、低合金鋼、ステンレス鋼、ニッケル基超合金等の7種の耐熱合金の $dL/dN-\Delta J_f$ 関係について比較検討する。

2. 2 繰り返し数依存性疲労き裂伝ばの 支配力学量

2. 2. 1 試験方法

供試材は、0.16% C 低炭素鋼 (S15C) の直径 25 mm 丸棒材と 18Cr-8Ni ステンレス鋼 (SUS304) の丸棒と厚板である。供試材の化学成分と室温における機械的性質を Table 2-1 と 2-2 に示す。試験片形状は Fig. 2-1 (a) ~ (c) に示す薄肉中空円筒型とした。ただし、低炭素鋼の試験では Fig. 2-1 (a) と (b) を用い、304 ステンレス鋼の試験では Fig. 2-1 (c) を用いた。低炭素鋼の試験片には、平行部中央に直径約 1 mm の円孔を設け、その左右に歯やすりで鋭い V 型切欠き (1.85 mm) を導入した。それを研磨し、1173 K (900℃) にて 1 時間の真空焼なましを施して疲労試験に供した。304 ステンレス鋼の試験片は平行部中央に直径 1 mm の円孔を設け、研磨した後そのまま試験に供した。なお、き裂中央開口変位 V を測定するため、円孔の上下端 (Fig. 2-1 (a), (b) の試験片の場合) またはその上下 5 mm (Fig. 2-1 (c) の試験片の場合) にステンレス線または小ステンレス片をスポット溶接した。 V は、それに伸び計の石英ガラス棒の先端を押し付けて測定した。この際、き裂長さの測定に支障が生じないように留意した。Fig. 2-2 に、その様子を模式的に示す。

試験には高周波誘導加熱器を具備した電気油圧サーボ方式の引張り・圧縮疲労試験機を用いた。温度の測定は試験片平行部にスポット溶接した熱電対 (アルメル・クロメル熱電対または白金・白金ロジウム熱電対) により行った。き裂長さは、主に測微顕微鏡 (倍率 20~30 倍) で測定したが、低炭素鋼の一部の試験では直流電位差法を用いた。電位差法では、試験片のシャンク部に一定電流 (約 27 A) を供給し、切欠き上下端の電位差変化よりき裂長さを求めた (電位差法によるき裂長さの測定の方法について、くわしくは第 5 章 5.3 を参照)。

試験はいずれも大気中で実施し、試験温度は低炭素鋼の場合には 673 K (400℃)、304 ステンレス鋼の場合には 973 K (700℃) (一部 823 K (550℃)) とした。試験はすべて公称応力制御 (荷重制御) で行い、応力波形は正弦波とした。試験条件

Table 2-1 Chemical compositions of 0.16% carbon steel
and 304 stainless steel.

(wt.%)							
Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.16% C s.	0.16	0.19	0.43	0.013	0.029	0.02	0.04
304 s. s. bar	0.05	0.42	1.70	0.024	0.023	8.71	18.26
plate	0.05	0.78	1.21	0.023	0.001	9.50	18.68

(1353K W.Q.)

(1373K W.Q.)

Table 2-2 Mechanical properties of 0.16% carbon steel
and 304 stainless steel at room temperature.

Material	Yield stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)
0.16% C s.	255	402	38.8	44.0
304 s. s. bar	274	618	66.8	71.3
plate	275	608	64	----

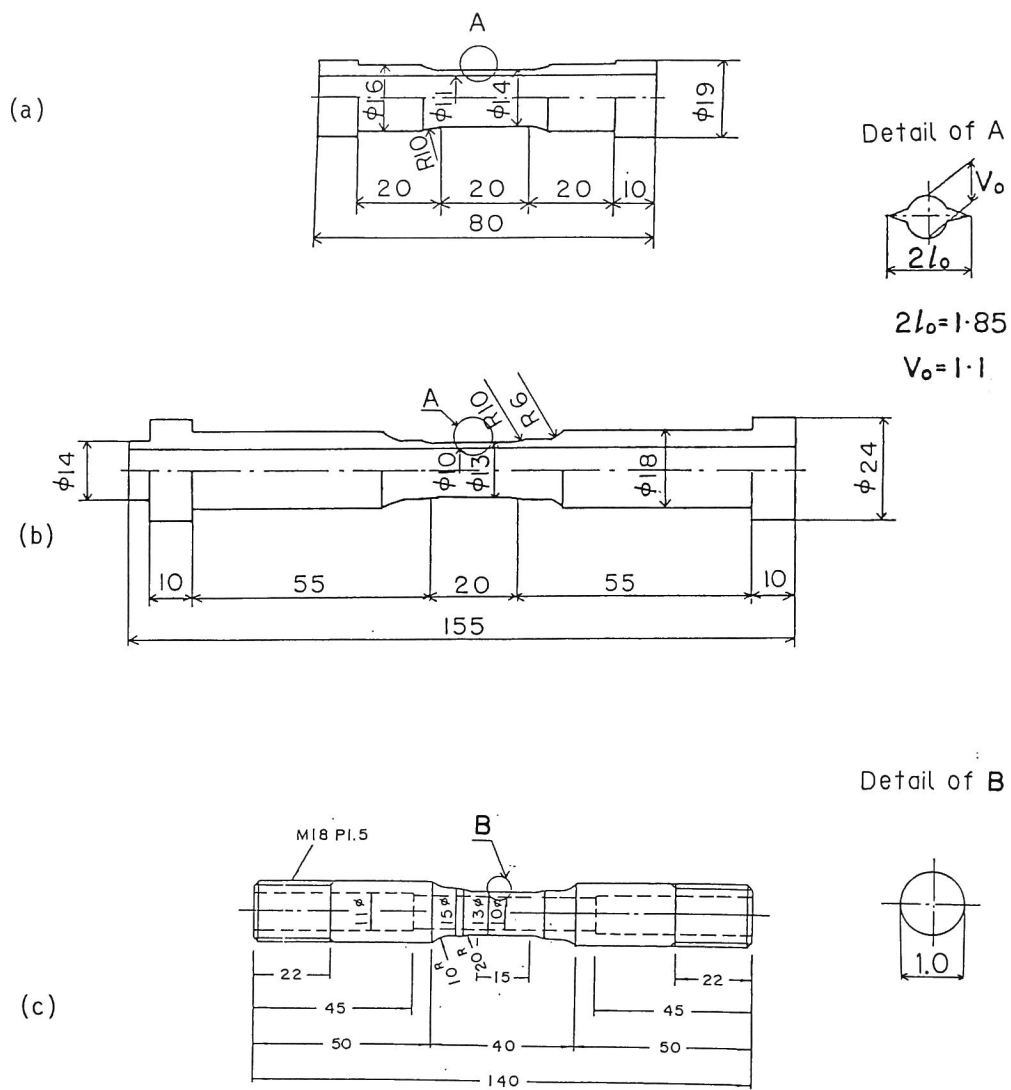


Fig. 2-1 Shape and size of specimens. Dimensions are in mm.

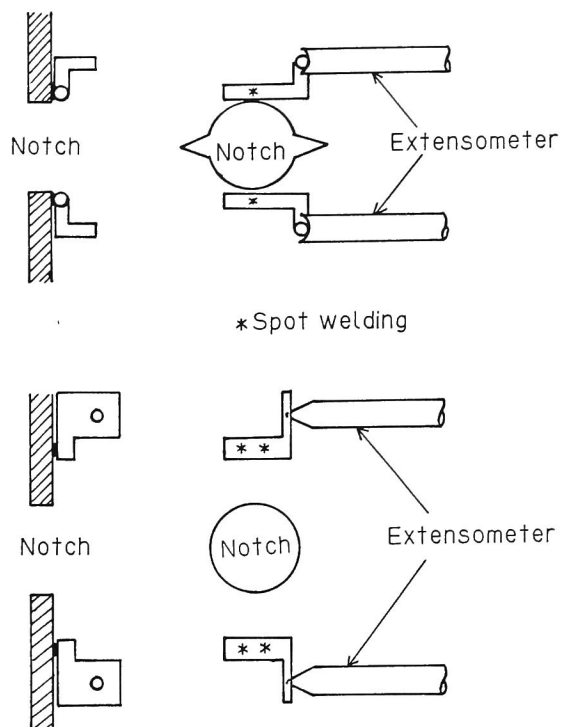


Fig. 2-2 Schematic view explaining the measuring method of crack center opening displacement, V .

の詳細をTable 2-3に示す。周波数は、クリープの影響が現れないような領域（Fig. 1-1の領域F）に設定した。なお、低炭素鋼における試験のひとつでは、まず最大応力 $\sigma_{max} = 69 \text{ MPa}$ 、応力比 $R = -1$ 、周波数 $\nu = 3 \text{ Hz}$ で試験を行い、き裂が停留（ $dl/dN < 3 \times 10^{-8} \text{ mm/cycle}$ 、 $l = 1.25 \text{ mm}$ ）したことを確認した後、最大応力を 74 MPa に上昇させて試験を続行した。

2. 2. 2 試験結果および考察

2. 2. 2. 1 き裂伝ば速度と弾性応力拡大係数範囲の関係

Fig. 2-3に0.16% C低炭素鋼のき裂伝ば速度 dl/dN と弾性応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。ただし ΔK は次式を用いて評価した〔12〕。

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi D \tan l/D} \quad (2-1)$$

ここで、 $\Delta\sigma$ は応力範囲、 D は試験片外径、 l はき裂半長である。低応力試験では、 dl/dN は ΔK と比較的良好な対応を示している。また、き裂伝ばの下限界 ΔK_{th} が存在する。本材の場合、 ΔK_{th} は $8.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度である。なお、高応力試験では、低応力試験と比較して同一 ΔK 値に対して高 dl/dN を示している。これは、大規模降伏が生じたためである。

さて、室温疲労き裂伝ば試験では、き裂の開閉口が重要な役割を演ずることが知られている〔7〕。特に、高サイクル疲労領域においてその影響が顕著になる。本試験においても、低応力試験でき裂の開閉口が観察された。そこで、これらを考慮して低応力試験における dl/dN を有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で整理すると、 $\sigma_{max} = 103$ および 137 MPa の試験の dl/dN - ΔK_{eff} 関係は dl/dN - ΔK 関係より多少左側へ移動するだけで大きな変化はない。ところが、 $\sigma_{max} = 74 \text{ MPa}$ の試験では低 ΔK 領域でその相違が大きくなる。 $\sigma_{max} = 137 \text{ MPa}$ 以下の試験における dl/dN と ΔK_{eff} の関係をFig. 2-3中に破線で示す。また、図中の小さい丸印（○印）は $\sigma_{max} = 74 \text{ MPa}$ の dl/dN - ΔK_{eff} 関係をプロットしたものである。なお、 ΔK_{eff} は次式で評価した。

Table 2-3 Test conditions in section 2.2.

(a) 0.16% carbon steel.

Stress ratio R=-1, Temperature 673K		
Maximum stress σ_{\max} (MPa)	Frequency ν (Hz)	Symbol
206	1	●
186	1	◐
137	2	⊕
103	3	⊖
74 (69)	3	○

(b) 304 stainless steel.

Bar

Stress ratio R=-1			
Maximum stress σ_{\max} (MPa)	Frequency ν (Hz)	Temperature T (K)	Symbol
140	1	773	●
140	0.5	823	◐
140	1	873	⊕
140	1	923	⊖
140	1	973	○
100	1	973	◊

Plate

Stress ratio R=-1			
σ_{\max} (MPa)	ν (Hz)	T (K)	Symbol
245	0.5	823	⊕
245	0.5	823	⊕
245	0.1	823	◐
196	0.5	823	⊖
147	0.5	823	○
118	0.5	823	⊕

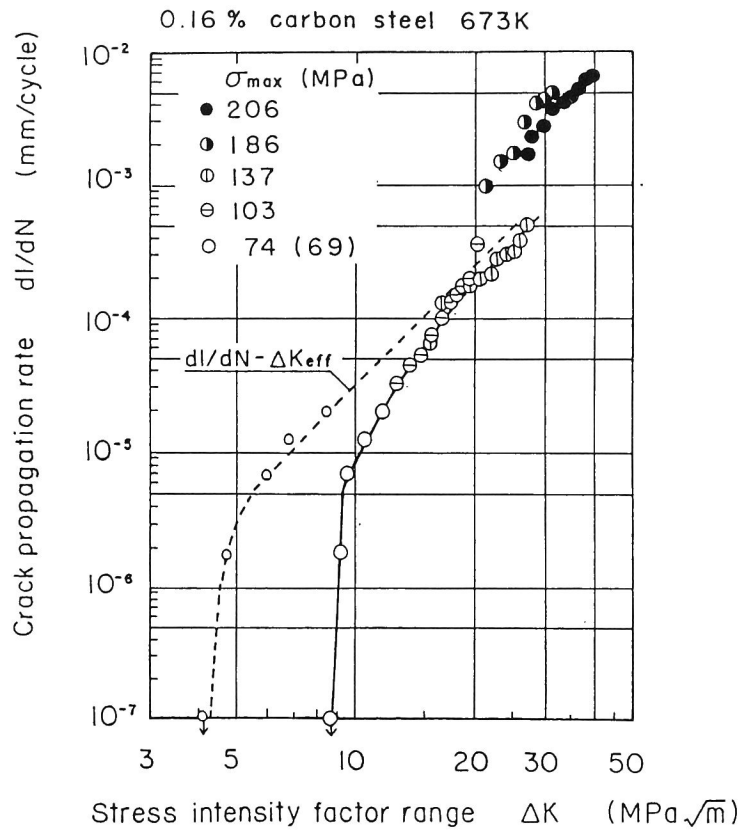


Fig. 2-3

Relationship between crack propagation rate, dl/dN , and stress intensity factor range, ΔK , in cycle-dependent fatigue of 0.16% carbon steel. The dashed line shows dl/dN as a function of effective stress intensity factor range, ΔK_{eff} .

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} = U \Delta K \quad (2-2)$$

ここで、 K_{max} は最大応力拡大係数、 K_{op} はき裂開口応力拡大係数、 U は開口比である。

き裂の開口点は荷重 P - き裂中央開口変位 V 曲線の折れ曲がり点とした。折れ曲がり点を明確にするため減算器を用いた。この方法は除荷弾性コンプライアンス法と称されている〔13〕。 $dI/dN - \Delta K_{eff}$ 関係では $dI/dN - \Delta K$ 関係と比較して低伝ば速度域まで直線関係が成立している。下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff\ th}$ は $4.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と ΔK_{th} よりかなり小さい。

2. 2. 2. 2 き裂伝ば速度と疲労 J 積分範囲の関係

室温疲労き裂はき裂先端の鈍化・再鋭化により伝ばする。弾性疲労（高サイクル疲労）において、 ΔK はき裂先端近傍のひずみ場の変動幅を代表するパラメータであるため dI/dN の支配力学量として適当であるとされている。弾塑性疲労（低サイクル疲労）においても、き裂伝ば機構に相違がない限り、き裂先端近傍のひずみ場の 1 サイクル中の変動幅を表すパラメータが存在すれば dI/dN の支配力学量として有効であると考えられる。室温弾塑性疲労ではその力学量として疲労 J 積分範囲 ΔJ_f が注目されている。

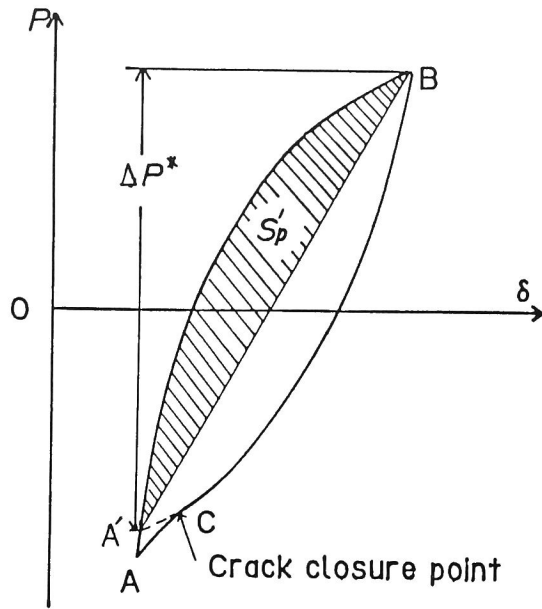
ΔJ_f は、通常、付録に示すように

$$\Delta J_f = \Delta J_e + \Delta J_p \quad (2-3)$$

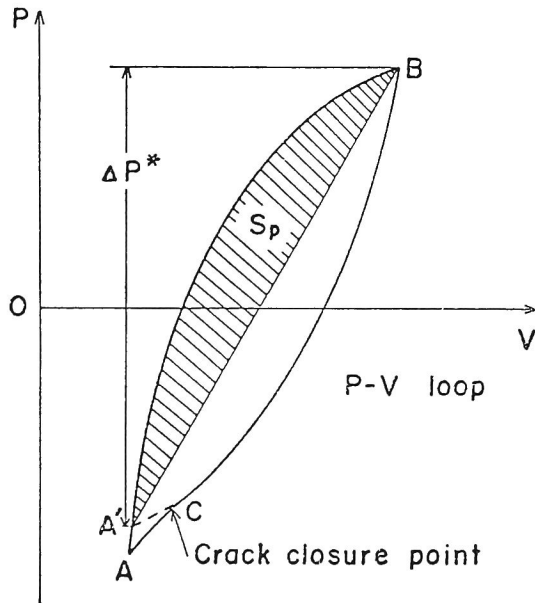
$$\Delta J_e = \Delta K_{eff}^2 / E \quad (2-4)$$

$$\Delta J_p = S_p' / hb \quad (2-5)$$

で評価されている。ここで、 ΔJ_e は ΔJ_f の弾性成分、 ΔJ_p は ΔJ_f の塑性成分、 h は板厚、 b はリガメント長さ、 S_p' は Fig. 2-4 (a) に示した荷重 P - 荷重点間変位 δ 曲線の面積である。ところが、式 (2-5) はき裂が深い場合の評価式であり、き裂が浅い場合には正確な ΔJ_p 値を与えない。J 積分評価では付録の J 積分の項に述べるように δ をき裂中央開口変位 V で置換するとき裂が浅い場合にも正確に評価できる。すなわち、 ΔJ_p



(a) Method on the basis of load, P , and loading point displacement, δ .



(b) Method on the basis of load, P , and crack center opening displacement, V .

Fig. 2-4 Method of evaluation of fatigue J-integral, ΔJ_f ,

値評価においても、 $P-\delta$ ヒステリシス・ループにかえて $P-V$ ヒステリシス・ループの面積 S_p (F i g. 2-4 (b)) を用いると、

$$\Delta J_p = S_p / nb \quad (2-6)$$

よりき裂の深浅にかかわらず正確な ΔJ_f 値を評価することができる。そこで、本研究では $P-V$ ヒステリシス・ループを用いて ΔJ_f 値評価を行うことにする。なお、このような $P-V$ 曲線に基づく評価は本研究を始めるまでなされたことがなかった。

F i g. 2-5 に低炭素鋼の dL/dN と ΔJ_f の関係を示す。ここで、 ΔJ_f は式 (2-3)、(2-4)、(2-6) より評価した。 dL/dN は、応力レベルを問わず、 ΔJ_f と良い対応関係を示している。すなわち、 ΔJ_f は高温における繰返し数依存性領域においても弾性疲労および弾塑性疲労き裂伝ば速度の支配力学量として有効であることを示している。

次に 304 ステンレス鋼の結果について述べる。304 ステンレス鋼の $dL/dN-\Delta J_f$ 関係を F i g. 2-6 に示す。図中には、正弦波以外の結果も併載しているが、これについては 2-3 節で述べる。低炭素鋼の場合と同様に、 dL/dN は ΔJ_f と良い対応関係を示している。また、破面の走査型電子顕微鏡写真を F i g. 2-7 に示す。破面上にはストライエーション〔14〕が観察され、その間隔 S は dL/dN と一致している (F i g. 2-8)。これより、き裂は室温疲労と同様、き裂先端の鈍化・再鋭化の繰返しにより伝ばしたものと考えられる〔14〕。なお、低炭素鋼の破面では酸化層が厚いため詳細な観察はできなかったが、304 鋼と同様の粒内破壊を示していた。

以上の点を総合すると、高温における繰返し数依存性疲労き裂伝ば挙動は室温疲労のそれと基本的に同じであり、 dL/dN の支配力学量として ΔJ_f が有効であることが明らかになった。

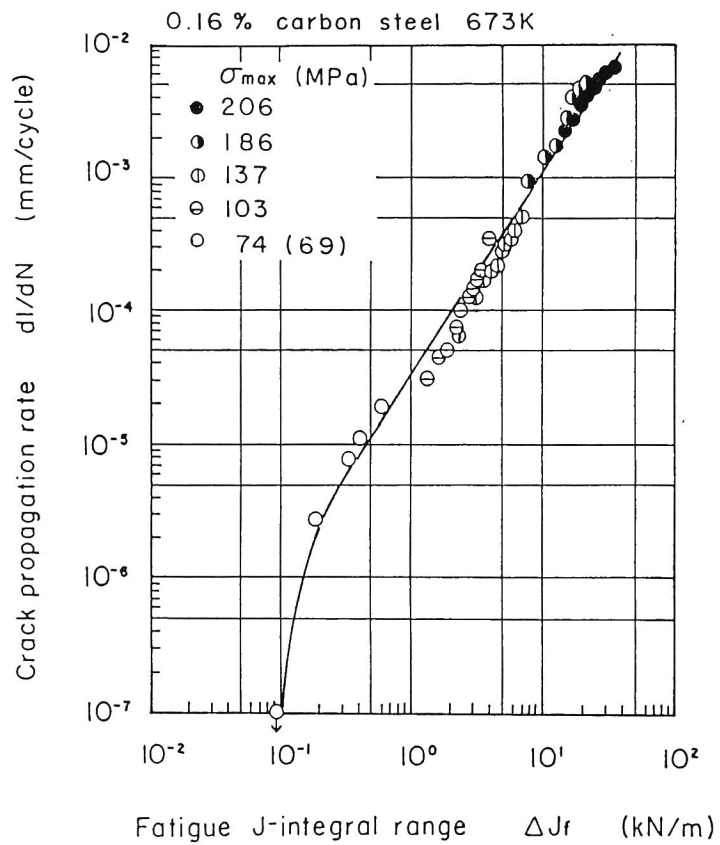


Fig. 2-5

Relationship between crack propagation rate, dl/dN , and fatigue J-integral range, ΔJ_f , in cycle-dependent fatigue of 0.16% carbon steel.

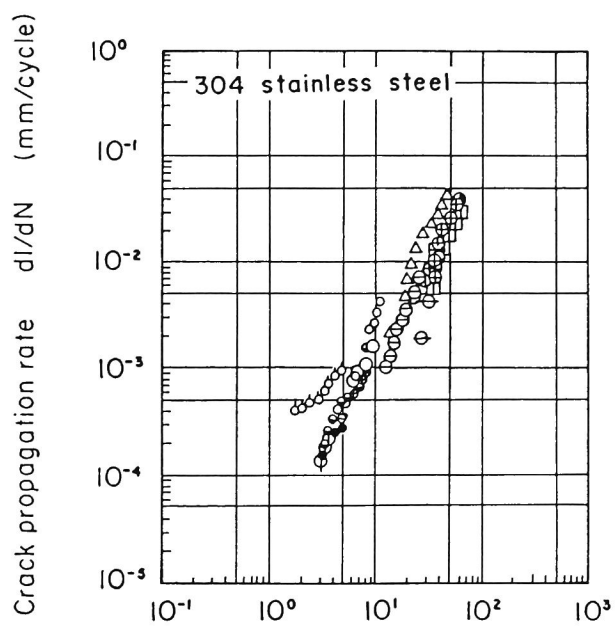


Fig. 2-6 Relationship between dl/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue of 304 stainless steel.

Direction of crack propagation



10μm

Fig. 2-7 Typical fractograph in cycle-dependent fatigue of 304 stainless steel ($\sigma_{max}=140\text{MPa}$, $R=-1$, $\nu=1\text{Hz}$, $T=973\text{K}$, $l=1.0\text{mm}$).

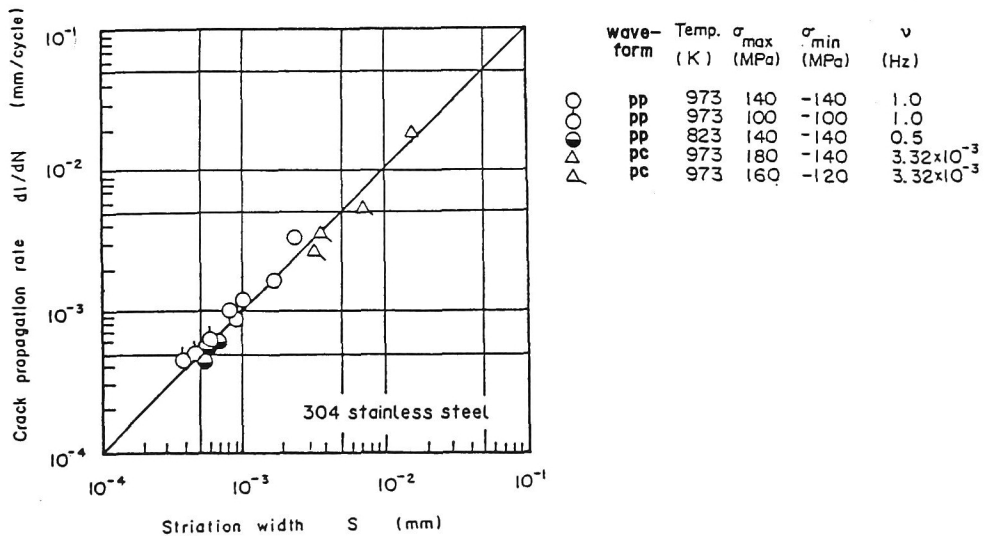


Fig. 2-8 Comparison of striation width, s , with dl/dN .

2. 3 繰り返し数依存性疲労き裂伝ばに 及ぼす各種因子の影響

2. 3. 1 試験方法

2. 3. 1. 1 供試材および試験片

供試材は、

- (1) 0.16% C 低炭素鋼丸棒
- (2) 304 ステンレス鋼丸棒および厚板
- (3) A286 鍛鋼
- (4) Cr-Mo-V 鑄鋼 (約7万時間使用された火力発電用タービン主塞止弁、蒸気温度839K (566℃))
- (5) Ni-Mo-V 鍛鋼 (約7万時間使用された火力発電用タービン・ロータ)
- (6) 21/4 Cr-1Mo 鋼 (約13.5万時間使用された火力発電用主蒸気管Y継手部)
- (7) 鍛造インコネル718

である。(4)、(5)、(6)は使用後の実プラント材であり、(1)、(2)、(3)、(7)は、試験用材料の処女材である。Table 2-4および2-5に供試材の化学成分と機械的性質を示す。なお、(3)と(7)では、粒径の異なる2種類の材料を作製した。その粒度をTable 2-6に示しておく。ここでは、細粒材をA材、粗粒材をB材と称する。

試験片は、(1)以外の材料では、Fig. 2-1(c)に示した円孔切欠きを有する薄肉中空円筒型のものを用い、(1)では、Fig. 2-1(a)(b)に示した鋭い切欠きを有する試験片を用いた。

2. 3. 1. 2 試験装置および試験条件

試験装置は、高周波誘導加熱の電気油圧サーボ方式引張り・圧縮疲労試験機である。温度およびき裂中央開口変位の測定方法は前節(2.2節)と同じである。き裂長さ2mmは、測微顕微鏡(20~40倍)により行った(ただし、(1)の一部では電位差法を用いた)。

Table 2-4 Chemical compositions of all materials tested in section 2.3.

Material	(wt.%)														Nb+Ta
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Cu	Mo	V	Al	Ti	B	
0.16% C s.	0.16	0.19	0.43	0.013	0.029	0.02	0.04		0.08						
304 s. s. bar	0.05	0.42	1.70	0.024	0.023	8.71	18.26								
304 s. s. plate	0.05	0.78	1.21	0.023	0.001	9.50	18.68	0.03			0.10	0.009	0.003	0.0003	0.01
A286	0.055	0.44	1.14	0.011	0.001	25.34	14.85			1.31	0.33	0.21	2.08	0.0087	
Cr-Mo-V cast s.	0.20	0.48	0.66	0.008	0.011	0.09	1.18		0.22	0.93	0.20	0.017	>.005		
Ni-Mo-V s.	0.25	0.27	0.41	0.005	0.008	2.47	0.06		0.18	0.43	0.11	0.024			
2-1/4Cr-1Mo s.	0.11	0.21	0.49	0.012	0.017		2.21			0.95					
IN718 A	0.043	0.17	0.06	0.003	0.002	52.39	18.02	0.09	0.02	3.05		0.56	0.86	0.0046	5.22
IN718 B	0.04	0.05	0.06	>.002	0.004	53.26	18.19	0.01	0.01	3.10		0.48	1.02	0.005	5.31

Table 2-5 Mechanical properties of all materials tested in section 2.3.

Material	Yield stress	Tensile strength	Elongation	Reduction of
	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	area ψ (%)
0.16% C s.	255	402	38.8	44.0
304 s. s. bar	274	618	66.8	71.3
304 s. s. plate	275	608	64	
A286 A	689	1117	28.0	44.2
A286 B	704	960	17.8	22.9
Cr-Mo-V cast s.	484	643	15.3	46.4
Ni-Mo-V s.	492	637	20.5	56.7
2-1/4Cr-1Mo s.	190	435	33.2	73.3
IN718 A	1187	1412	19	31
IN718 B	1147	1344	19.5	31

Table 2-6 Grain size number of A286 and Inconel 718.

Material	Average grain size (μm)	Grain size number
A286	A	60
	B	120
IN718	A	20
	B	80

試験はすべて公称応力制御（荷重制御）で実施した。応力波形は正弦波を（F i g. 2-9（a））を基本としたが、保持時間 t_H が比較的短い引張り・圧縮保持台形波形（F i g. 2-9（c））および圧縮保持台形波形（F i g. 2-9（b））も用いた。本論文ではF i g. 2-9（a）の波形をpp波形、F i g. 2-9（b）の波形をpc波形、F i g. 2-9（c）の波形をcc波形と称することにする。試験温度、応力波形等の詳細な試験条件をTable 2-7からTable 2-13に示す。

2. 3. 2 試験結果および考察

き裂伝ば速度 dl/dN と疲労J積分範囲 ΔJ_f の関係をF i g. 2-10からF i g. 2-16に示す。ただし、0.16% C低炭素鋼と304ステンレス鋼の dl/dN - ΔJ_f 関係は、すでにF i g. 2-5と2-6に示したものと同じである。なお、 ΔJ_f はいずれも式（2-3）、（2-4）、（2-6）にしたがって評価した。ここで、cc波形の場合には、P-V ヒステリシス・ループはF i g. 2-17に示すようになる。応力保持中には図中に ΔV_c と示したクリープによる変位が生じる。ここでは、 ΔJ_p の評価はクリープによる変位を含まない面積 S_p （ABEA）より式（2-6）にしたがって行った。なお、本試験条件では t_H が短く $\Delta V_c \approx 0$ であるため、面積ABCAより評価しても、 ΔJ_p 値に大きな相違はない。 ΔV_c が無視できない場合のJ積分範囲評価方法については4. 4節（4. 4. 2）において詳述する。

2. 3. 2. 1 周波数の影響

F i g. 2-18に304ステンレス鋼の823 K（550℃）における dl/dN と周期 $1/\nu$ の関係を示す。 $1/\nu = 2$ および10秒は正弦波（F i g. 2-9（a））であり、それ以外は引張り・圧縮台形波（F i g. 2-9（c））である。図より、 $1/\nu < 1202$ 秒では dl/dN に変化はなく、周波数の影響は認められない。すなわち、cc波形の場合でも、応力保持時間が短ければき裂伝ばはpp波形と同様に繰り返し数依存性を示す。また、この範囲では dl/dN - ΔJ_f 関係にも差はない（F i g. 2-11）。

なお、F i g. 2-18中に示した $1/\nu > 1500$ 秒の結果は引張り応力保持時間の長いcc波形によって得られたものであって、 dl/dN の加速および時間依存性はクリープの影響によるものである。これについては、第4章および第5章で詳述するので、ここ

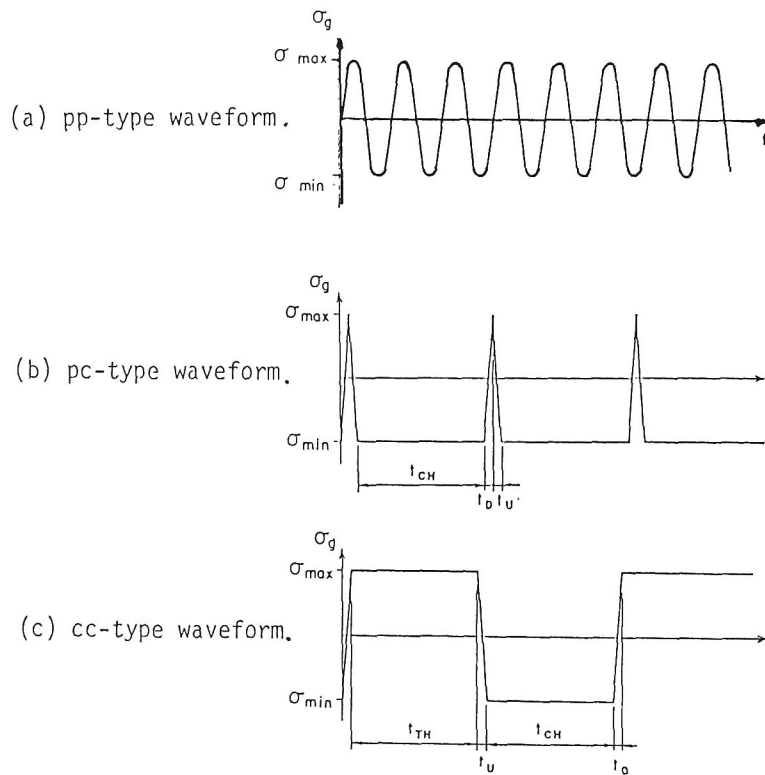


Fig.2-9 Stress waveforms.

Table 2-7 Test conditions of 0.16% carbon steel in section 2.3.

Stress ratio R=-1, Temperature 673K		
Maximum stress σ_{\max} (MPa)	Frequency ν (Hz)	Symbol
206	1	●
186	1	◐
137	2	⊖
103	3	⊕
74 (69)	3	○

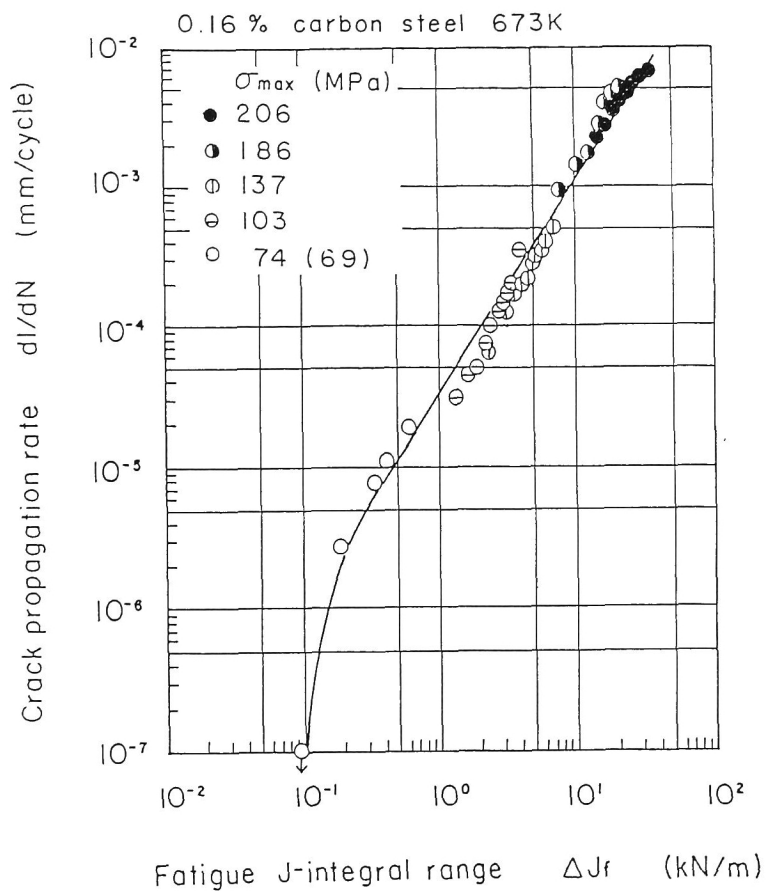


Fig.2-10 Relationship between dI/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue of 0.16% carbon steel.

Table 2-8 Test conditions of 304 stainless steel in section 2.3.

	Test No.	Test temp. (K)	Stress waveform	σ_{max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
Bar	pp1	773	pp	140	-1	$\nu = 1$ Hz				●
	pp2	823	pp	140	-1	$\nu = 0.5$ Hz				◐
	pp3	873	pp	140	-1	$\nu = 1$ Hz				◑
	pp4	923	pp	140	-1	$\nu = 1$ Hz				◒
	pp5	973	pp	140	-1	$\nu = 1$ Hz				○
	pp6	973	pp	100	-1	$\nu = 1$ Hz				◌
Plate	pc1	973	pc	180	-0.78	0.5	0	0.5	300	△
	pc2	973	pc	160	-0.75	0.5	0	0.5	300	▲
	pp1	823	pp	245	-1	$\nu = 0.5$ Hz				⊕
	pp2	823	pp	245	-1	$\nu = 0.5$ Hz				⊗
	pp3	823	pp	245	-1	$\nu = 0.1$ Hz				⊙
	pp4	823	pp	196	-1	$\nu = 0.5$ Hz				⊖
	pp5	823	pp	147	-1	$\nu = 0.5$ Hz				○
	pp6	823	pp	118	-1	$\nu = 0.5$ Hz				⊘
	cc1	823	cc	245	-1	1	10	1	10	□
	cc2	823	cc	245	-1	1	60	1	60	▣
	cc3	823	cc	245	-1	1	600	1	600	▤
	cc4	823	cc	245	-1	1	3600	1	3600	
	cc5	823	cc	245	-1	1	18000	1	18000	

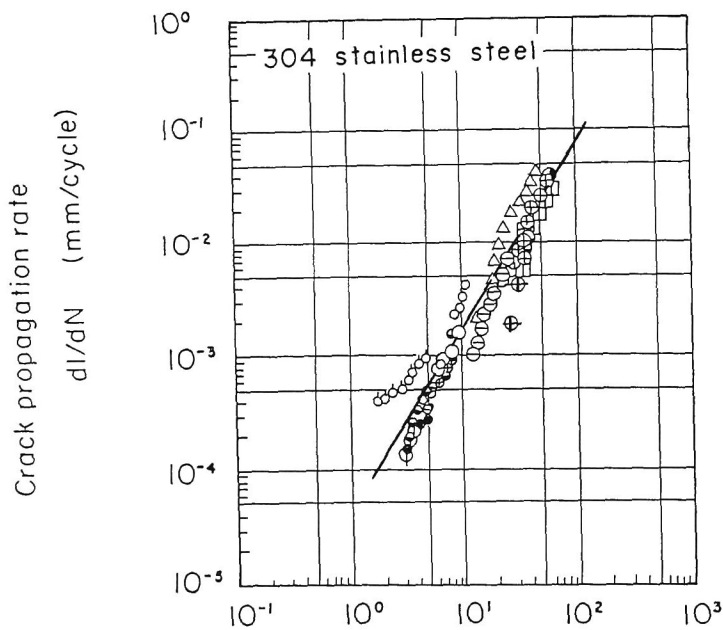


Fig. 2-11 Relationship between dl/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue of 304 stainless steel.

Table 2-9 Test conditions of A286 in section 2.3.

Material A				Test temperature : 923K			
Test No.	Stress waveform	σ_{max} (MPa)	R	t_U (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
pp1	pp	392	-1	$\nu = 0.5$ Hz			○
pp2	pp	294	-1	$\nu = 0.5$ Hz			⊖
pc1	pc	392	-1	1	1	600	△

Material B							
Test No.	Stress waveform	σ_{max} (MPa)	R	t_U (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
pp11	pp	392	-1	$\nu = 0.5$ Hz			●
pp12	pp	343	-1	$\nu = 0.5$ Hz			⊖
pc11	pc	392	-1	1	1	600	▲

R : Stress ratio ($=\sigma_{min}/\sigma_{max}$)

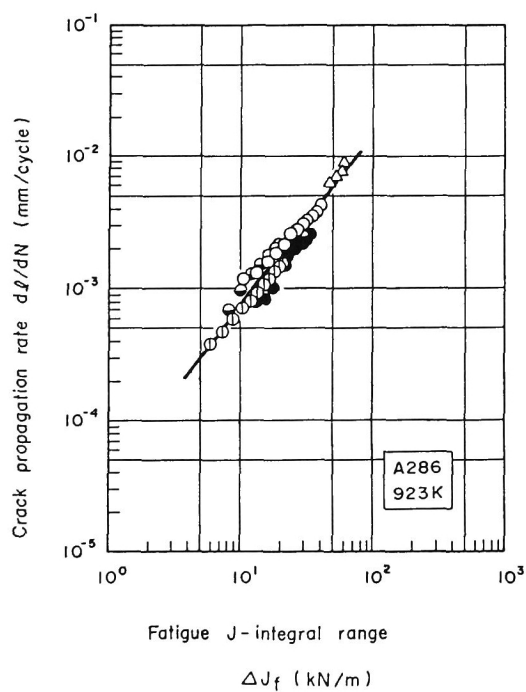


Fig. 2-12 Relationship between dl/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue of A286.

Table 2-10 Test conditions of Cr-Mo-V cast steel in section 2.3.

Test temperature : 823K								Symbol
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	
pp1	pp	245	-1	$\nu = 1$ Hz				○
pp2	pp	198	-1	$\nu = 1$ Hz				□
pc1	pc	284	-0.73	1	0	1	600	△
cc3	cc	245	-1	1	10	1	10	⊕
cc4	cc	245	-1	1	2	1	2	⊗
cc8	cc	196	-1	1	10	1	10	⊞
cc9	cc	196	-1	1	1	1	1	⊠

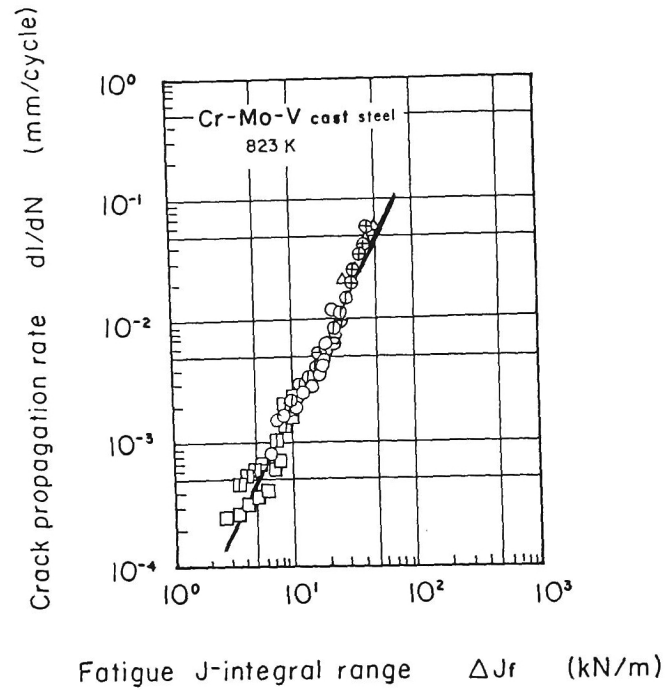


Fig. 2-13 Relationship between dl/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue of Cr-Mo-V cast steel.

Table 2-11 Test conditions of Ni-Mo-V forged steel
in section 2.3.

Test temperature : 823K							
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
pp1	pp	294	-1	$\nu = 0.5$ Hz			○
pp2	pp	245	-1	$\nu = 0.5$ Hz			△
pc1	pc	392	-0.75	0.5	0.5	300	■
pc2	pc	294	-0.77	0.5	0.5	300	●

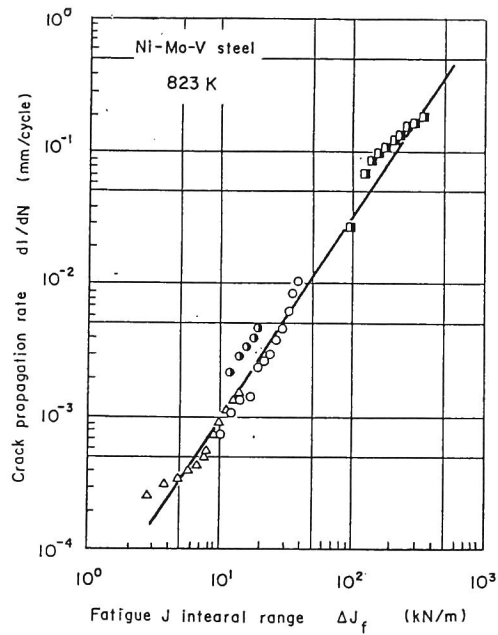


Fig. 2-14 Relationship between dl/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue
of Ni-Mo-V steel.

Table 2-12 Test conditions of 2.1/4Cr-1Mo steel in section 2.3.

Test No.	Test temp. (K)	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
pp1	823	pp	100	-1	$\nu = 0.5$ Hz			●
pp2	823	pp	140	-1	$\nu = 0.5$ Hz			◐
pp3	823	pp	180	-1	$\nu = 0.5$ Hz			○
pp4	698	pp	180	-1	$\nu = 0.5$ Hz			◑
pp5	573	pp	180	-1	$\nu = 0.5$ Hz			◒
pc1	823	pc	140	-0.86	1	1	300	▲
pc2	823	pc	180	-0.83	1	1	300	△

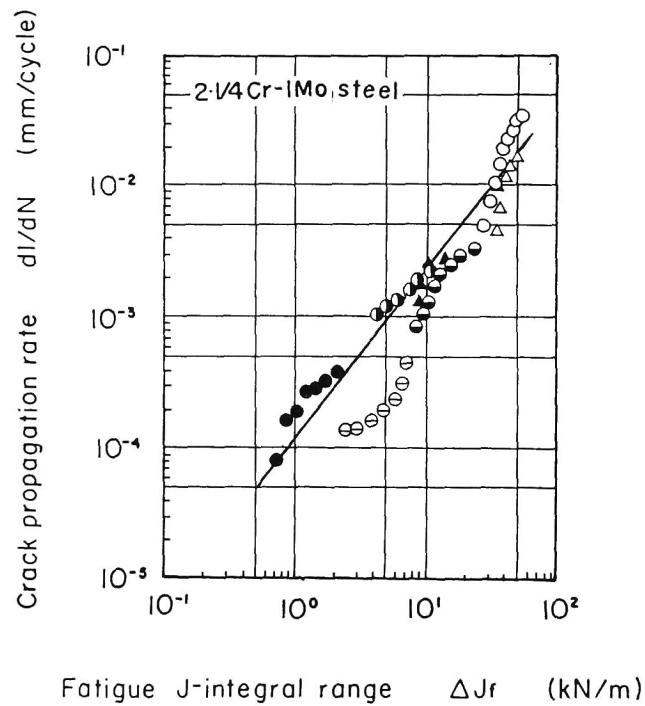


Fig. 2-15 Relationship between dl/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue of 2.1/4Cr-1Mo steel.

Table 2-13 Test conditions of Inconel 718 in section 2.3.

Material A				Test temperature : 923K			
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
pp1	pp	392	-1	$\nu = 1$ Hz			○
pp2	pp	441	-1	$\nu = 1$ Hz			⊙
pc1	pc	441	-1	1	1	600	△

Material B				Test temperature : 923K			
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
pp11	pp	441	-1	$\nu = 1$ Hz			○
pc11	pc	441	-1	1	1	600	△

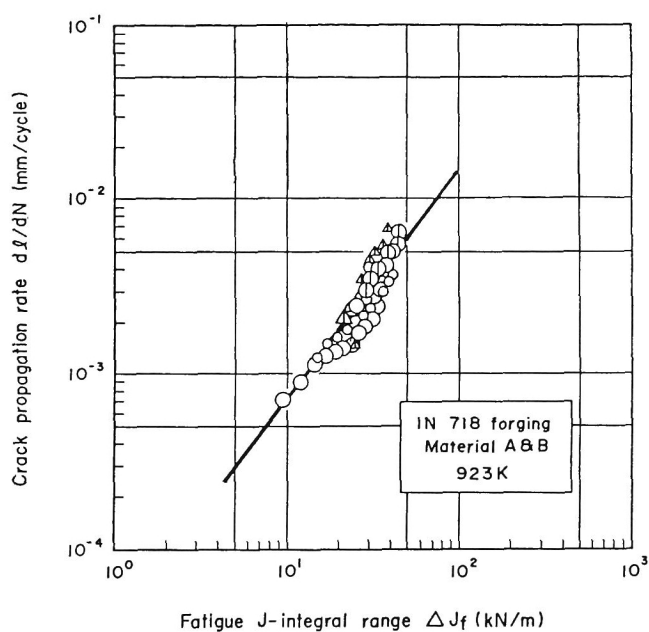


Fig. 2-16 Relationship between dl/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue of IN718.

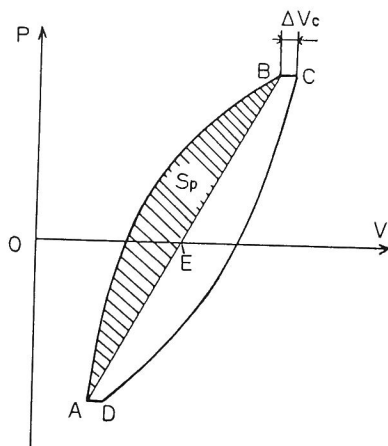


Fig. 2-17 Method of evaluating of ΔJ_f on the basis of P - V loop in cc-type waveform.

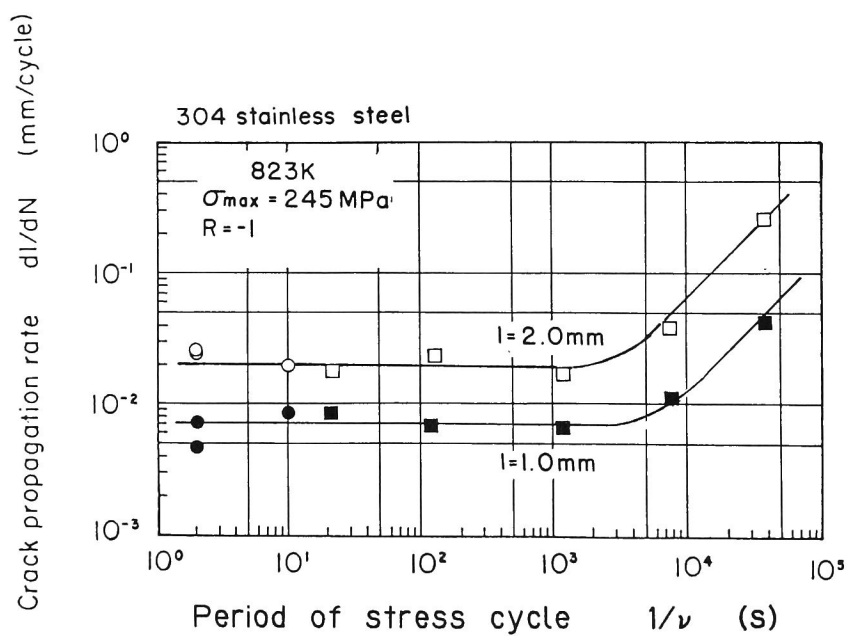


Fig. 2-18 Relationship between dl/dN and period of stress cycle, $1/\nu$, in 304 stainless steel.

では割愛し、 $1/\tau < 1500$ 秒の繰返し数依存性の dL/dN に限って言及した。

また、試験温度によってはひずみ時効等のクリープ以外の因子によってき裂伝ば速度に弱い周波数依存性が現れることがあることが指摘されている〔15, 16〕が、本試験ではそれらは認められなかった。

同様の結果がCr-Mo-V鋼 (Fig. 2-13) に対しても得られた。

2.3.2.2 試験温度の影響

Fig. 2-19に、304ステンレス鋼のpp応力波形のき裂伝ば速度 dL/dN と温度の逆数 $1/T$ の関係を示す。温度が高くなると dL/dN は多少大きくなる傾向があるものの、後述の時間依存性疲労き裂伝ば速度の温度依存性に比べれば、この繰返し数依存性疲労のそれはきわめて小さい。一方、疲労J積分 ΔJ_f の値も同様の傾向を示している (Fig. 2-20) が、温度に対する増加は dL/dN の増加と比較してやや穏やかである。以上の結果、Fig. 2-11に示したように $dL/dN-\Delta J_f$ 関係の温度依存は小さくなる。

しかし、詳細に見ると温度が高い方が同一 ΔJ_f 値に対して高伝ば速度を示す傾向がある。この原因として、材料定数 (縦弾性係数、降伏点、延性) の温度依存性および高温酸化が考えられる〔17-19〕。

なお、973 K (700℃) においても破面の全面にストライエーションが認められ、クリープによって dL/dN が加速されたわけではないことを示している。

同様の結果が21/4 Cr-1Mo鋼 (Fig. 2-15) に対しても得られた。

2.3.2.3 圧縮クリープ変形の影響

平滑材の高温疲労寿命は、各サイクル中に生じる圧縮クリープ変形によって影響をうけるとされている〔20, 21〕。しかし、き裂伝ばでは圧縮応力保持によって圧縮クリープ変形を十分に与えた場合 (Fig. 2-9 (b)、pc波形) と圧縮クリープ変形を与えない場合 (Fig. 2-9 (a)、pp波形) の $dL/dN-\Delta J_f$ 関係には相違は認められない (Fig. 2-11 から 2-16)。つまり、圧縮クリープ変形はき裂伝ばに直接関与していないことがわかる。

2.3.2.4 結晶粒径の影響

Fig. 2-12およびFig. 2-16より、 $dL/dN-\Delta J_f$ 関係に及ぼす結晶粒径の

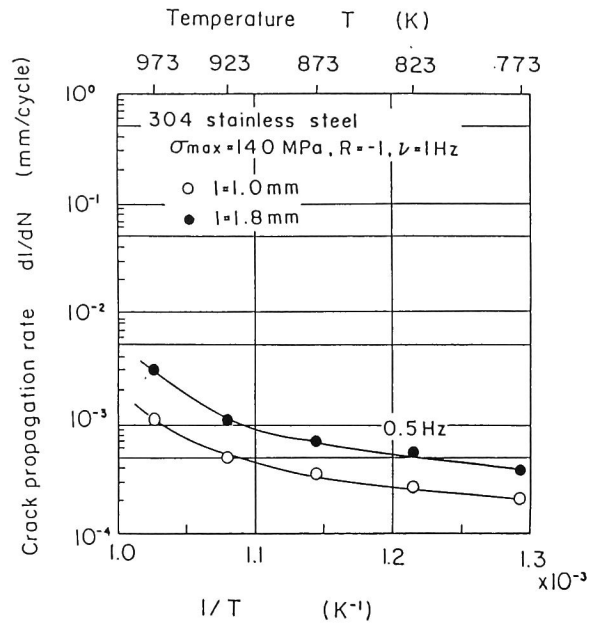


Fig. 2-19 Dependence of crack propagation rate on temperature in cycle-dependent fatigue of 304 stainless steel.

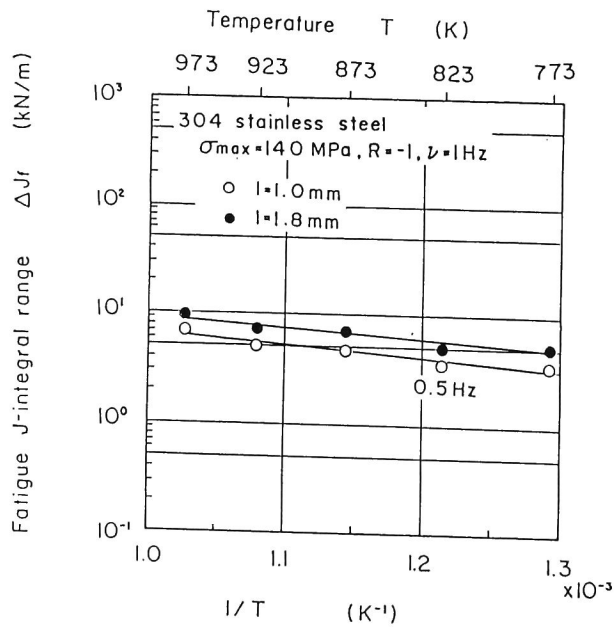


Fig. 2-20 Dependence of fatigue J-integral range on temperature in cycle-dependent fatigue of 304 stainless steel.

影響はほとんど認められない。室温疲労においても下限界近傍では結晶粒径など微視組織の影響が大きいものの〔22〕、それ以外の部分では微視組織の影響が小さいことが知られている〔23〕。

2. 3. 2. 5 各種耐熱合金の dL/dN と ΔJ_f の関係

Fig. 2-21 に、各種耐熱合金の pp 波形 (Fig. 2-9 (a)) における dL/dN と ΔJ_f の関係をすべてプロットした。 dL/dN (mm/cycle) と ΔJ_f (kN/m) の関係の材料間の相違は小さく、

$$dL/dN \quad (10^{-4} \sim 10^{-5}) \Delta J_f^{1.5} \quad (2-7)$$

が概略成り立っている。なお、 dL/dN - ΔJ_f 関係のべき数は 1.5 前後である場合が多く、 dL/dN は ΔJ_f に比例しない。室温疲労き裂伝ばにおいても、 dL/dN は ΔJ_f に比例しないことが報告されている〔24〕。

2. 4 結 言

本章では、繰返し数依存性疲労き裂伝ばについて実験的検討を行った。まず、き裂伝ば速度 dL/dN を支配する力学量を中心に検討した後、このき裂伝ば則 (dL/dN と ΔJ_f の関係) に及ぼす各種因子の影響について調べた。

得られた結果は次のとおりである。

I き裂伝ば速度の支配力学量

- (1) 低応力域では、 dL/dN は ΔK_{eff} と比較的良い対応を示すが、高応力域では良い対応を示さなかった。これは小規模降伏条件が満たされなくなったためである
- (2) 高サイクル疲労 (弾性疲労)、低サイクル疲労 (弾塑性疲労) を問わず、 dL/dN は ΔJ_f と良い対応関係を示した。
- (3) (2) における ΔJ_f の塑性成分 ΔJ_p 評価の際、従来用いられている荷重と荷重点間変位のヒステリシス・ループに代えて、荷重とき裂中央開口変位のヒステリシ

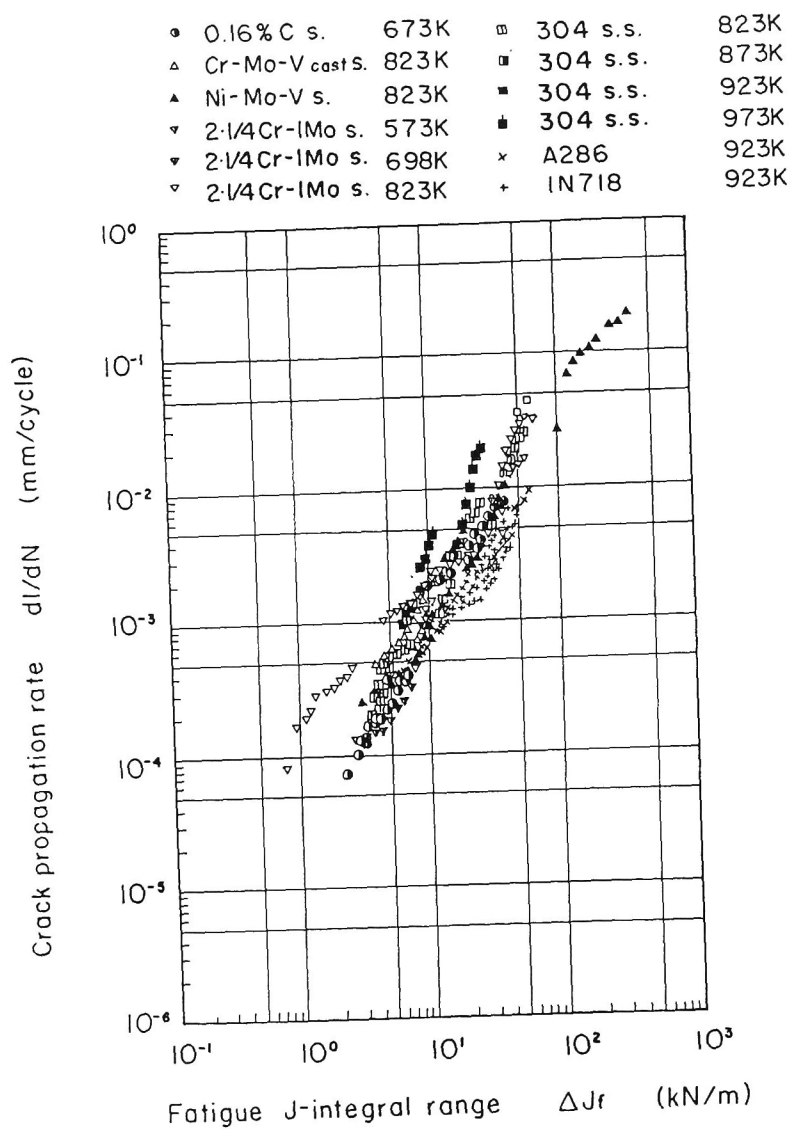


Fig. 2-21 Relationship between dl/dN and ΔJ_f in cycle-dependent fatigue of all test materials.

ス・ループを採用した。前者はき裂が深い場合の簡便式であるのに対して後者はき裂の深浅によらず正確な ΔJ_f を評価できる。

- (4) き裂伝ば下限界 ($\Delta K_{eff\ th}$ または $\Delta J_{f\ th}$) が存在した。
- (5) 304 ステンレス鋼では、破面上にストライエーションが観察され、その間隔 s は dl/dN と一致した。
- (6) 高温疲労における繰返し数依存性疲労き裂伝ばは、室温疲労のそれと類似するものである。

II き裂伝ば則に及ぼす各種因子の影響

- (1) 繰返し数依存性疲労き裂伝ば領域においては、 dl/dN に及ぼす周波数の影響は小さく、 $dl/dN-\Delta J_f$ 関係にも相違は認められなかった。
- (2) $dl/dN-\Delta J_f$ 関係の温度依存性は小さかった。ただし、詳細に見ると高温度ほど高 dl/dN へ偏る傾向があった。
- (3) $dl/dN-\Delta J_f$ 関係に及ぼす各サイクルの圧縮クリープ変形および結晶粒径の影響はほとんど認められなかった。
- (4) 各種耐熱合金 (Ni 基超合金、オーステナイト系ステンレス鋼、フェライト系低合金鋼) の dl/dN (mm/cycle) - ΔJ_f (kN/m) 関係の差は小さく、次式で表される帯に収まった。

$$dl/dN = (10^{-4} \sim 10^{-5}) \Delta J_f^{1.5} \quad (2-7)$$

参考文献

- (1) H.D.Solomon and L.F.Coffin Jr., ASTM STP520, P.112(1973).
- (2) S.Taira, R.Ohtani and T.Komatsu, Trans. ASME, Ser. H, Vol. 101, No. 2, p. 162(1979)
- (3) 例えば、総合材料強度学講座 6, 疲労強度学, 西谷弘信編 オーム社刊 (1985)
- (4) C.Laird and G.C.Smith, Phil. Mag., Ser. 8, Vol. 7, p. 847(1962).
- (5) K.Tanaka, T.Hoshide, A.Yamada and S.Taira, Fatigue Eng. Mater. Struct., Vol. 2,

- No.2, p.181(1979).
- 〔 6 〕 P. Paris and F.Erdogan, Trans. ASME, Ser. D, Vol. 85, p. 528(1963).
 - 〔 7 〕 W.Elber, ASTM STP486, p. 230(1970).
 - 〔 8 〕 N.E.Dowling and J.A. Begley, ASTM STP 590, p. 82(1976).
 - 〔 9 〕 N.E.Dowling, ASTM STP601, p. 19(1976).
 - 〔 1 0 〕 平 修二, 田中啓介, 小川 茂, 材料, Vol. 26, No. 280, p. 93(1977).
 - 〔 1 1 〕 星出敏彦, 田中啓介, 仲田摩智, 材料, Vol. 31, No. 345, p. 566(1982).
 - 〔 1 2 〕 石田誠著, 破壊力学と材料強度講座 2, き裂の弾性解析と応力拡大係数,
p. 86, 培風館刊 (1976).
 - 〔 1 3 〕 菊川 真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝, 材料, Vol. 25, No. 276, p. 899(1976).
 - 〔 1 4 〕 北川英夫, 小寺沢良一共編, 破壊力学と材料強度講座 1 5, フラクトグラフィ
p. 79, 培風館刊(1977).
 - 〔 1 5 〕 L.A.James, ASTM STP513, p. 218(1972).
 - 〔 1 6 〕 平 修二, 大谷隆一 共著, 材料の高温強度論, p. 205(1980).
 - 〔 1 7 〕 M.O.Speidel, in "High-Temperature Materials in Gas Turbines" ed.by
P.R.Sahm and M.O.Speidel, Proc. of the Symp., Brown Boveri Co., 1973, p. 208,
Elsevier, Amsterdam (1974).
 - 〔 1 8 〕 L.A.James, HEDL-TME, Vol. 76, No. 40, p. 18(1976).
 - 〔 1 9 〕 〔 1 6 〕 と同じ, p. 203(1980).
 - 〔 2 0 〕 G.R.Halford, M.H.Hirschberg and S.S.Manson, ASTM STP 520, p. 658(1973).
 - 〔 2 1 〕 S.S.Manson, ASTM STP 520, p. 744(1973).
 - 〔 2 2 〕 中井善一, 田中啓介, 山下道雄, 材料, Vol. 31, No. 350, p. 1121(1982).
 - 〔 2 3 〕 〔 3 〕 と同じ, p. 179(1985).
 - 〔 2 4 〕 星出敏彦, 京都大学学位論文, p. 123(1983).

第3章 静クリープき裂伝ば

3. 1 緒 言

き裂伝ばに関する高温特有の現象として、クリープによる時間依存性のき裂伝ばがある。次章以下に述べるように、高温疲労においてもクリープによるき裂伝ばが問題となるが、その基本となるのが静クリープき裂伝ばである。本章では、この静クリープき裂伝ばについて、詳細な実験的検討を行う。

静クリープき裂伝ばの支配力学量としては、弾性応力拡大係数 K 〔1-6〕、正味断面応力 σ_{net} 〔3-5, 7, 8〕、クリープJ積分 J^* （ C^* パラメータ、修正J積分）〔6, 9-12〕等が提案されている。ところが、単一形状・寸法の試験片では、上述のパラメータ間に一定の関係が近似的に成立するため、パラメータの優劣を判定することは難しい。その優劣に関する有力な判定法のひとつとして、相似試験片によるクリープき裂伝ば試験が考えられる。ただし相似比を大きくしなければ、各パラメータ間の差違は明確とならない。そこで、3. 2節では相似比1：10の試験片を用いて静クリープき裂伝ば試験を行い、き裂伝ば速度の支配力学量、特に J^* の有効性等について検討する。

また、大谷ら〔13〕は破壊ひずみ一定の条件を用いて、クリープき裂伝ば速度がき裂先端のひずみ速度に比例し、き裂先端のひずみこう配に反比例することを導いている。一方、 J^* はき裂先端近傍のクリープひずみ速度場を表すパラメータであるとされている〔9, 14-16〕。そこで、3. 3節ではき裂伝ば試験片に貼付したニッケルメッシュによってき裂先端近傍のひずみの変化を観測し、き裂伝ば速度とき裂先端近傍のひずみ速度の関係およびき裂先端のひずみ速度とクリープJ積分の関係について検討を加える。

また、クリープき裂伝ばには数多くの影響因子がある。そこで、3. 4節では試験温度、ふん囲気、試験片寸法、応力条件、破壊様式、予クリープ、時効（長時間使用材）の静クリープき裂伝ば特性に及ぼす影響について調べるとともに、8種の耐熱合金の $dl/dt-J^*$ 関係について比較検討を行う。

3. 2 相似試験片による静クリープき裂 伝ばの支配力学量の検討

3. 2. 1 試験方法

供試材は、長さ500mm、幅160mm、厚さ0.8mmのアルミキルド薄鋼板（0.058% C低炭素鋼）である。Table 3-1に、供試材の化学成分を示す。試験片は、供試材の中央に初期切欠きを導入してそのまま試験に供した大型試験片と、供試材の長手方向から採取した板幅16mmの板の中央に切欠きを入れた大型試験片の1/10の寸法の小型試験片である。これらを、各々CN(L)，CN(S)と記す。初期切欠きは、ドリルで直径10mm（大型試験片）または1mm（小型試験片）の穴をあけた後、穴の両側に歯やすりで先端の鋭いV型切欠きを入れたものである。初期切欠き長さ $2l_0$ は、CN(L)では16mm ($l_0/W_0 = 0.1$ ；ただし、 $2W_0$ は初期板幅)と1.6mm ($l_0/W_0 = 0.01$)の2種類とし、CN(S)では1.6mm ($l_0/W_0 = 0.1$)とした。試験片と初期切欠きの形状および寸法をFig. 3-1に示す。

CN(L)のき裂伝ば試験は、容量5ton，レバー比1：20の単一レバー式クリープ試験機により実施した。Fig. 3-2に、試験機にセットした試験片，熱電対および電気炉を示す。試験片の加熱には、通常のニクロム線縦割炉を使用し、炉の間に試験片をはさみ、隙間の両側にもニクロム線加熱器を付加して標点間の温度が均一になるように工夫した。これにより、軸方向標点間224mmおよび板幅全長160mmにわたって $\pm 2\text{K}$ ($\pm 2^\circ\text{C}$)の精度で温度制御することができた。CN(S)の試験は容量3tonの赤外線ふく射加熱方式の単一レバー式クリープ試験機により実施した。

き裂長さ $2l$ 、き裂中央開口変位 v 、標点間伸び δ の変化は、電気炉の側面の石英ガラス窓を通して炉外より測微顕微鏡にて試験中随時測定した。ただし、 δ は標点にスポット溶接した2本のステンレス線の相対変位より測定した。

試験温度は673K (400℃)であり、公称応力 σ_a をTable 3-2に示すように137～196MPa (14～20kgf/mm²)の数レベルとした。

Table 3-2

Test conditions in section 3.2.

Table 3-1

Chemical composition of 0.058% carbon steel.

(wt.%)							
C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Fe
0.058	0.001	0.29	0.01	0.021	0.04	0.046	Bal.

Specimen	l_0/W_0	Stress (MPa)
CN(L)	0.1	176
		157
		137
CN(L)	0.01	196
		186
		176
		157
CN(S)	0.1	176
		157
		137

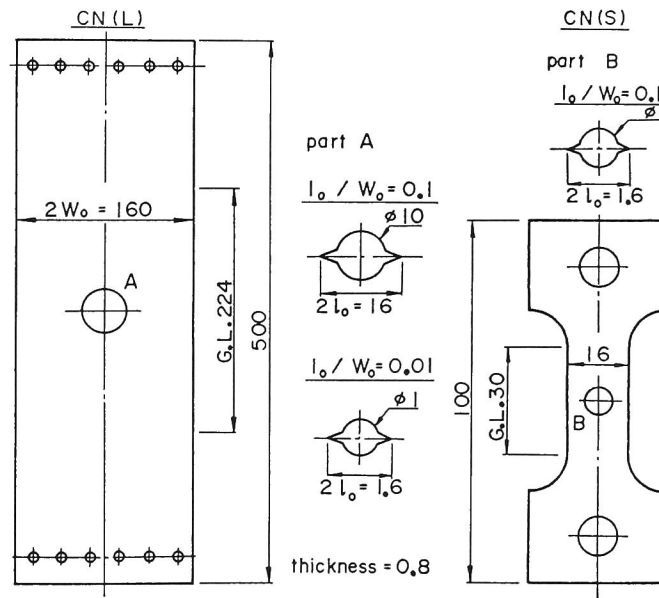


Fig. 3-1 Shape and size of specimens tested in section 3.2.

Dimensions are in mm.

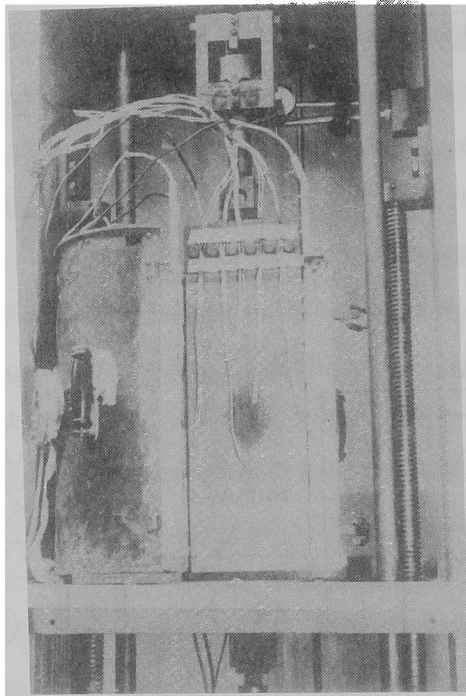


Fig. 3-2 Photograph of CN(L) specimen settled in creep testing machine.

3. 2. 2 試験結果

Figs. 3-3、3-4および3-5にCN(L), $l_o/w_o = 0.01$ のき裂半長 l 、き裂中央開口変位 V および標点間伸び δ の時間的变化を示す。Figs. 3-4および3-5に付した矢印はき裂の発生点を示している。き裂は V がほぼ一定値 1.75mm に達した時に発生している。また、き裂発生までは $V-t$ および $\delta-t$ 曲線は遷移クリープ曲線のように上に凸な形をしている。しかし、き裂が伝ばし始めると $V-t$ 曲線は下に凸な形となり、 $\delta-t$ 曲線は直線から後半になって下に凸な形となる。さらに、 $l-t$ 曲線も下に凸な形となっている。これらは、いずれもクリープき裂伝ばにおける典型的な l , V , δ の時間的变化を示している。CN(L), $l_o/w_o = 0.1$ および CN(S), $l_o/w_o = 0.1$ についても同様の結果が得られた。

Fig. 3-6に初期板幅半長 w_o で標準化したき裂伝ば速度 $d(l/w_o)/dt$ とき裂半長 l/w_o の関係を示す。同一公称応力の試験結果に着目すると（例えば ● ● ■ 印）、試験片寸法および初期切欠き長さによらず同じ $d(l/w_o)/dt-l/w_o$ 関係が認められる。クリープき裂は損傷の累積により伝ばすると考えられており、その場合、伝ば速度は履歴の影響を受ける。つまり、初期き裂長さが異なる場合には、同一き裂長さにおいても履歴が異なるため、き裂伝ば速度は同じではないことになる。しかし、Fig. 3-6の CN(L), $l_o/w_o = 0.1$ と CN(L), $l_o/w_o = 0.01$ の結果は、ほぼ一致している。これは、履歴の影響が小さいことを示している。また、CN(L), $l_o/w_o = 0.1$ と CN(S), $l_o/w_o = 0.1$ の $d(l/w_o)/dt-l/w_o$ 関係が一致したことより、相似試験片では同一 l/w_o において $dl/dt \propto w_o$ が成立する。

なお、クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ を CN(L), $l_o/w_o = 0.01$ のき裂発生直後の伸び速度 $\dot{\delta}$ から求めると、応力 σ [MPa] と $\dot{\epsilon}$ [h^{-1}] の関係は次式のようになる。

$$\dot{\epsilon} = 4.52 \times 10^{-41} \sigma^{17.0} \quad (3-1)$$

式(3-1)は、非常に浅いき裂の $\sigma-\dot{\epsilon}$ 関係であるため、平滑材クリープ構成式にほぼ等しいと考えられる。

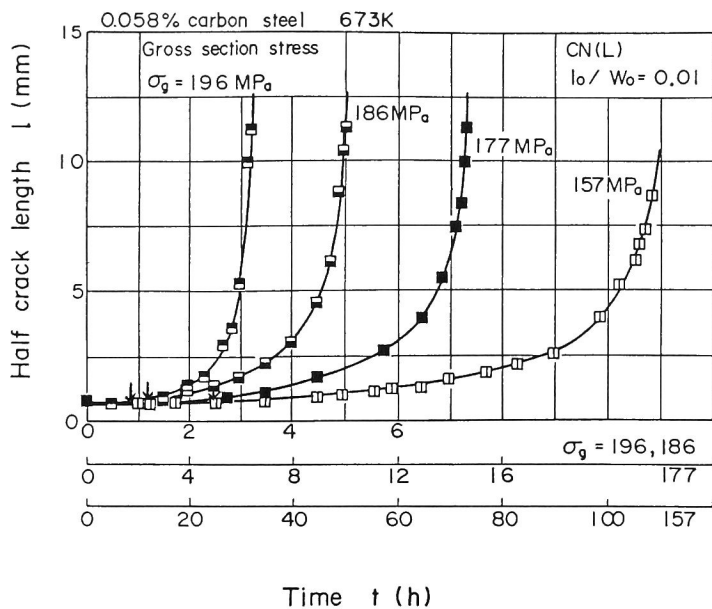


Fig. 3-3 Relationship between half crack length, l , and time, t (CN(L), $l_0/W_0=0.01$ specimen).

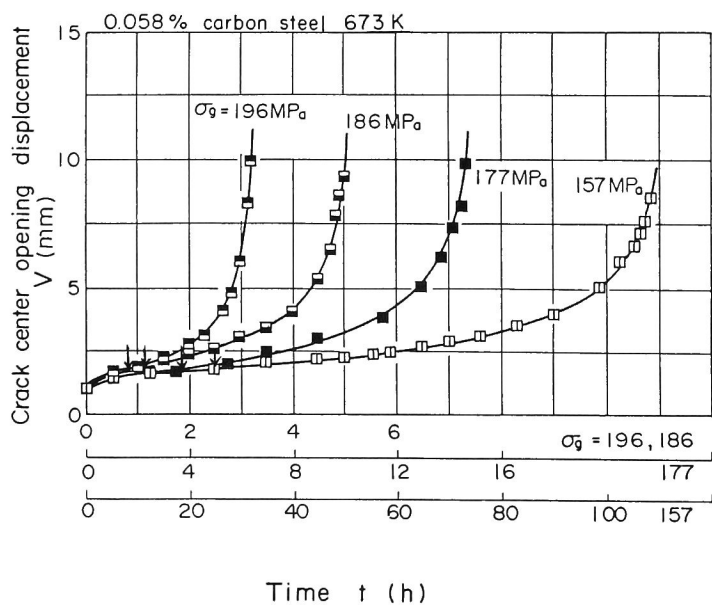


Fig. 3-4 Relationship between crack center opening displacement, V , and time, t (CN(L), $l_0/W_0=0.01$ specimen).

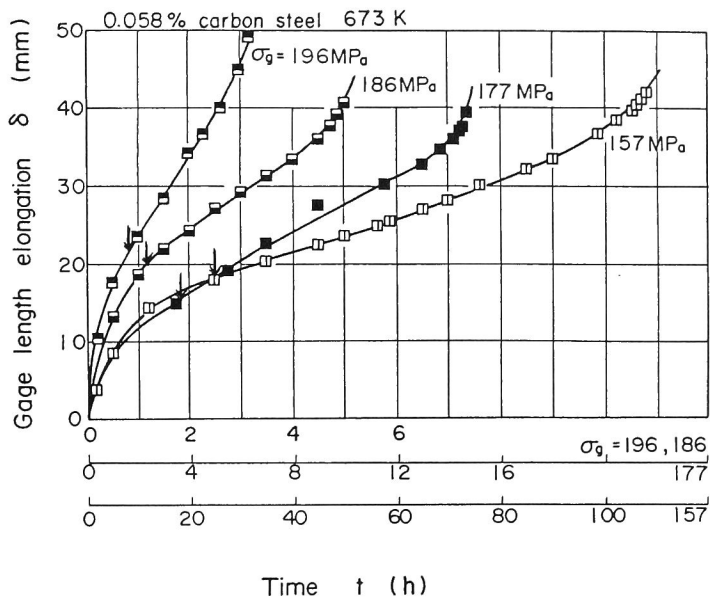


Fig. 3-5 Relationship between gage length elongation, δ , and time, t (CN(L), $l_o/W_o=0.01$ specimen).

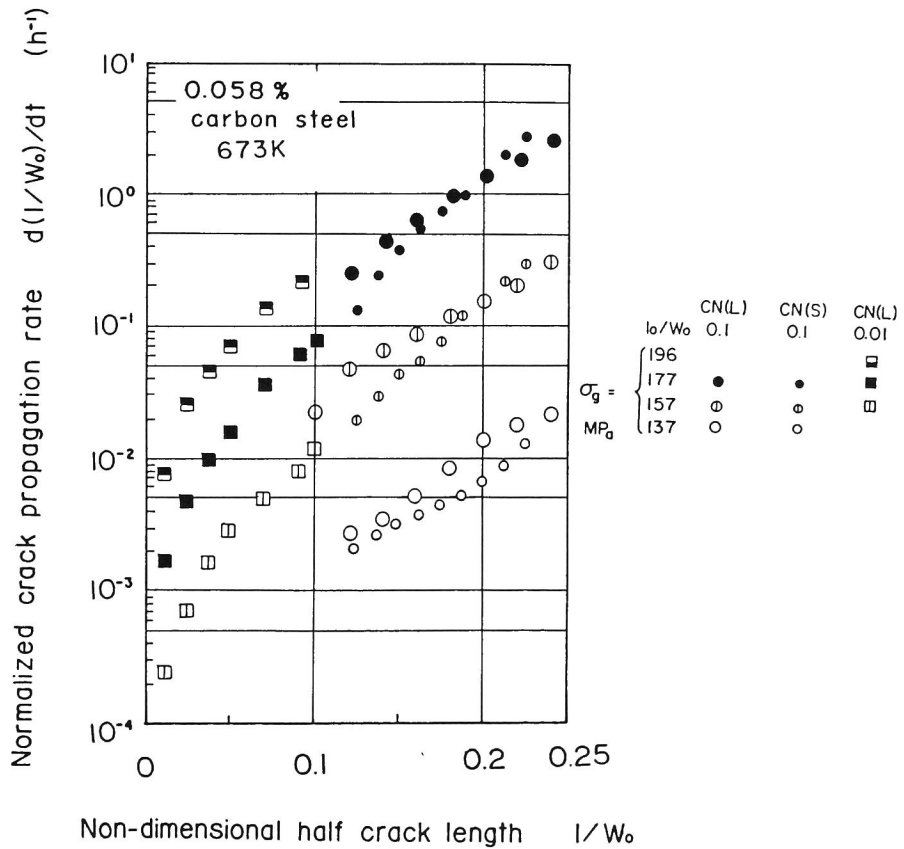


Fig. 3-6 Relationship between normalized crack propagation rate, $d(l/W_o)/dt$, and non-dimensional half crack length, l/W_o .

3. 2. 3 考 察

Figs. 3-7、3-8および3-9に、き裂伝ば速度 dl/dt と弾性応力拡大係数 K 、止味断面応力 σ_{net} およびクリープJ積分 J^* の関係を示す。ただし、 K 〔17〕、 σ_{net} および J^* 〔18〕は各々次式により評価した。

$$K = \sigma_g \sqrt{\pi l \sec(\pi l / 2W_o)} \quad (3-2)$$

$$\sigma_{net} = \sigma_g / (1 - l/W_o) \quad (3-3)$$

$$J^* = \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net} \dot{V} \quad (3-4)$$

ただし、 σ_g は公称応力、 l はき裂半長、 W_o は板幅半長、 n はNorton則

$$\dot{\epsilon} = B\sigma^n \quad (3-5)$$

のクリープ指数、 \dot{V} はき裂中央開口変位速度である。

なお、付録で述べたように、簡単な J^* 評価法として式(3-4) (付録の式(29)と同じ) のようにき裂中央開口変位速度 \dot{V} を用いる方法と、次式を用いる方法がある〔19〕。

$$1/J^* = 1/J_s^* + 1/J_d^* \quad (3-6)$$

$$J_s^* = C_s B \sigma_{net}^{n+1} l \quad (3-7)$$

$$C_s = \pi \left(\frac{\pi n}{2}\right)^{(n-1)/(2n-1)} \quad (3-8)$$

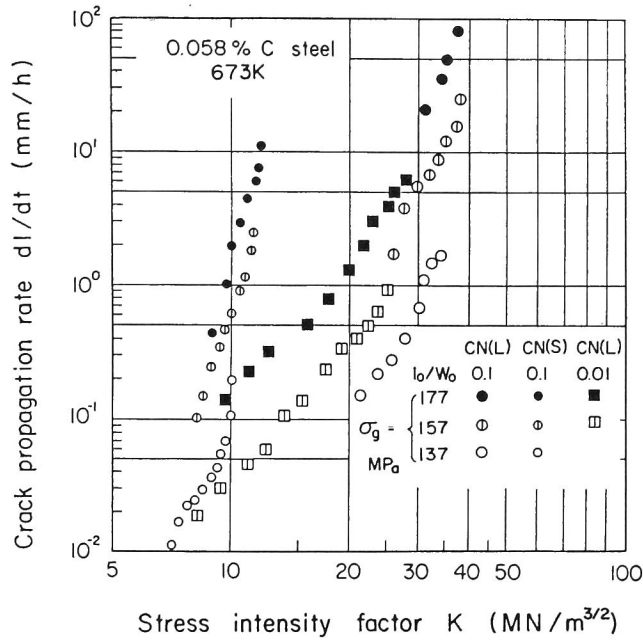


Fig. 3-7 Relationship between crack propagation rate, dl/dt , and stress intensity factor, K .

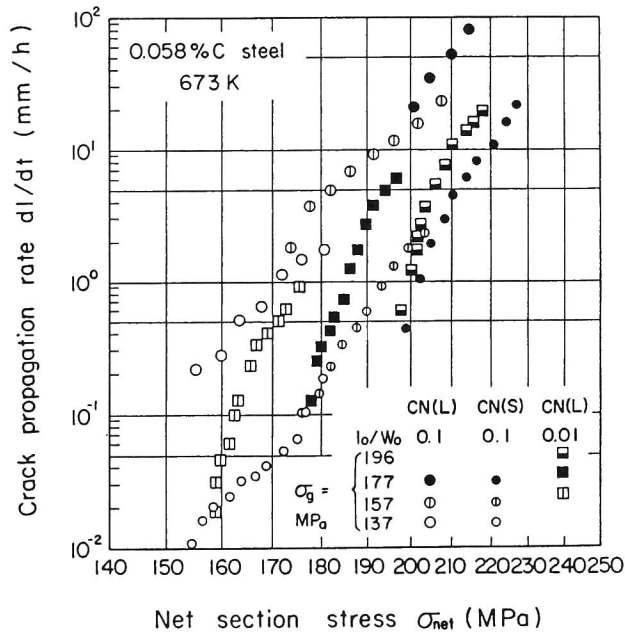


Fig. 3-8 Relationship between crack propagation rate, dl/dt , and net section stress, σ_{net}

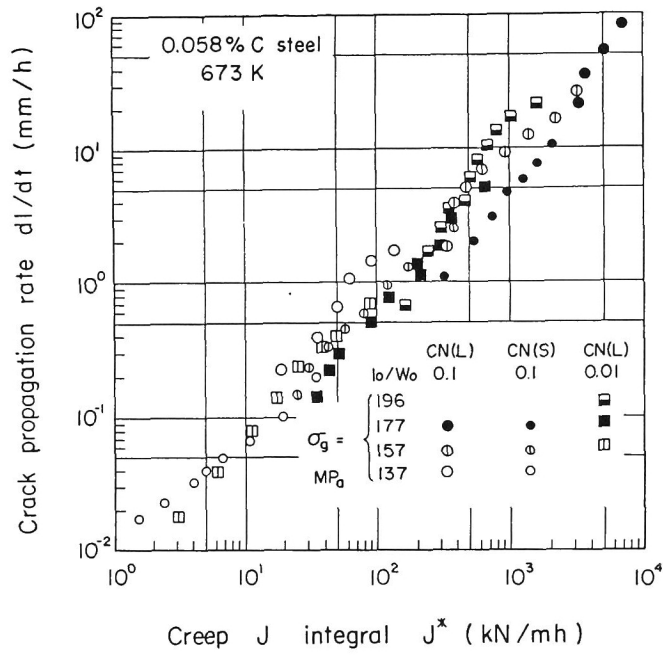


Fig. 3-9 Relationship between crack propagation rate, dI/dt , and creep J-integral, J^* .

$$J_d^* = C_d B \sigma_{net}^{n+1} b \quad (3-9)$$

$$C_d = \frac{4\pi}{(\pi^2 - 4)\sqrt{n}} \quad (3-10)$$

ここで、 J_s^* はき裂が浅い場合のクリープ J 積分、 J_d^* はき裂が深い場合のクリープ J 積分、 b はリガメント長さである。式 (3-6) ~ (3-10) の評価法では、Norton 則の定数が決定されれば数値計算のみで J^* 値を評価できるが、正確な J^* 値評価には式 (3-5) で示される Norton 則の定数を厳密に求める必要がある。一方、式 (3-4) の評価法では試験中に V の経時変化を求める必要があるが、 $n > 5$ においては

$$\frac{n-1}{n+1} \approx 1 \quad (3-11)$$

であるため、Norton 則の定数を厳密に求めなくても、正確な J^* 値が評価できる。本研究では、厳密に V の経時変化を測定することに細心の注意を払い、式 (3-4) により J^* 値を評価することにした。

Fig. 3-7 より、負荷応力が高い程同一 K 値に対して dl/dt が大きいことおよび大型試験片の dl/dt - K 関係は小型試験片の同関係より下方にずれており傾きも少し異なることがわかる。つまり、 K はクリープき裂伝ばの支配力学量として有効ではない。

Fig. 3-8 より大型試験片の dl/dt - σ_{net} 関係は小型試験片のそれより上方に位置していること、およびき裂が浅い CN (L), $l_o/W_o = 0.01$ 試験片では dl/dt - σ_{net} 関係がわん曲していることがわかる。つまり、 σ_{net} もクリープき裂伝ばの支配力学量として充分ではない。ただし、CN (L), $l_o/W_o = 0.1$ と CN (S), $l_o/W_o = 0.1$ の結果のみに着目すれば、 $d(l/W_o)/dt$ と σ_{net} に良い対応関係が認められる。一方、Fig. 3-9 より、試験片の大小および初期切欠き深さによらず dl/dt は J^* と非常に良い対応関係を示していることがわかる。つまり、これら 3 者のうちでは J^* がクリープき裂伝ばの支配力学量として最適であると考えられる。

式 (3-5) で示される Norton 則が成立している場合には、そのき裂先端近傍の応力およびひずみ速度は次式で表される〔9, 14-16〕。

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{J^*}{B I_n} \right)^{1/(n+1)} \sigma_{ij}^0(\theta) \quad (3-12)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij} = B \left(\frac{J^*}{B I_n^n} \right)^{n/(n+1)} \tilde{\epsilon}_{ij}(\theta) \quad (3-13)$$

ここで、 (r, θ) はき裂先端を原点とした極座標、 I_n は n の関数、 $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta)$ および $\tilde{\epsilon}_{ij}(\theta)$ は θ の関数である。つまり、 J^* はき裂先端近傍の応力またはひずみ速度場の強さを表す非線形破壊力学パラメータである。したがって、Fig. 3-9の結果は、き裂伝ば速度がき裂先端近傍の応力またはひずみ速度によって律速されていることを示していることに他ならない。このクリープ J 積分、き裂先端近傍のひずみ速度およびき裂伝ば速度の相互関係については、次節において実験的検討を行う。

3. 3 き裂先端近傍のひずみ速度とクリープ J 積分およびき裂伝ば速度の関係

3. 3. 1 試験方法

供試材は、0.16% C 低炭素鋼 (S15C) の直径 25 mm 丸棒材である。供試材の化学成分および機械的性質は Table 2-1 および 2-2 (または 3.4 節で示す Table 3-3 および 3-4) を参照されたい。試験片は、Fig. 3-10 に示すような外径 14 mm、内径 11 mm の薄肉中空円筒試験片であり、平行部中央に直径 0.6 mm の穴をあけたのち、歯やすりで全長 1 mm の V 型切欠きを導入した。

き裂先端近傍のひずみを測定するために、電子線回折用ニッケルメッシュ (メッシュ間隔 $50 \mu\text{m}$) を試験片表面に押し付け、1173 K (900°C)、1 時間の真空焼なましと同時に焼付けた。測微顕微鏡に取り付けたカメラにて試験中随時き裂先端近傍を撮影し、約 120 倍に拡大してメッシュ間隔よりひずみを求めた。き裂伝ば試験前の切欠き近傍の様子を Fig. 3-11 に、試験中のき裂先端近傍の様子を Fig. 3-12 に示す。き裂先端近傍では荷重軸方向に大きなひずみが生じている。また、き裂先端近傍の変形が大きい領域でもメッシュはかなり明瞭であり、これより充分ひずみを測定することが可能である。ひずみは、引張り・圧縮軸方向 $100 \mu\text{m}$ (2 メッシュ) を標点間隔とする真ひずみとした。試験は赤外線ふく射型加熱炉を有する単一レバー式クリープ試験機により実

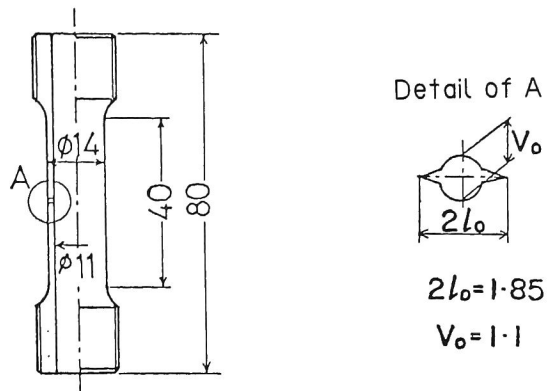
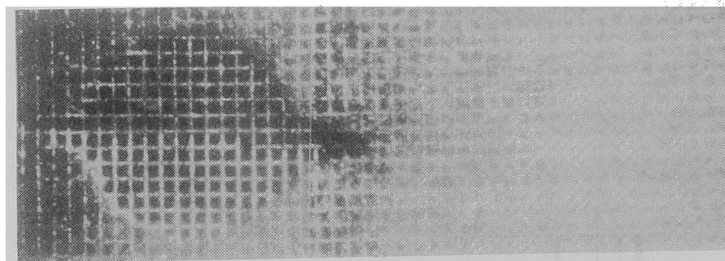
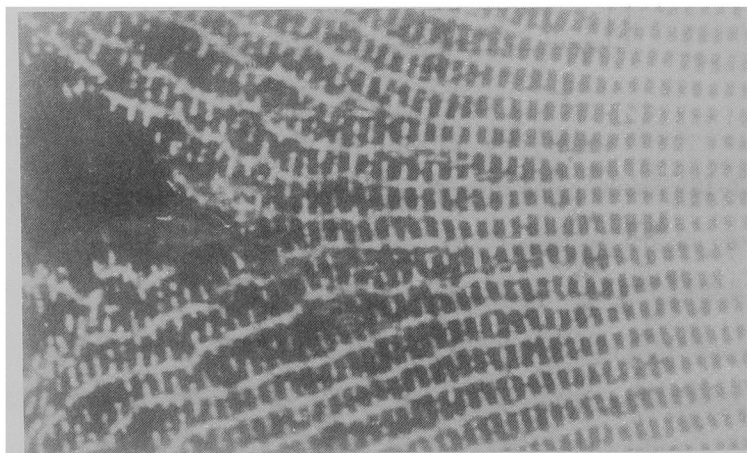


Fig. 3-10 Shape and size of specimen tested in section 3.3. Dimensions are in mm.



100μm

Fig. 3-11 Appearance near the notch root with nickel mesh
before the creep crack propagation test.



100μm

Fig. 3-12 Appearance near the crack tip with nickel mesh
in the creep crack propagation test.

施した。き裂長さおよびき裂中央開口変位の測定方法等は、3.2節の試験と同様である。試験温度は673K(400℃)であり、総断面応力 σ_g の初期値は177、186、216、226MPa(18、19、22、23kgf/mm²)の4レベルとした。

3.3.2 結果および考察

大谷ら〔13〕は、き裂先端より ρ (特性寸法;材料に固有の長さ)前方の相当クリープひずみが常に一定値 ϵ_f (相当クリープ破壊ひずみ)であるモデルを考え、次式で表される静クリープき裂伝ば則を導いている。

$$dl/dt = \frac{\dot{\epsilon}_{c.t.}}{-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}} \quad (3-14)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ はき裂前方 ρ におけるミーゼスの相当クリープひずみ速度であり、 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ はき裂前方 ρ における相当クリープひずみの勾配である。一般に、特性寸法はき裂長さや試験片寸法と比較して非常に小さいと考えられるため、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ および $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ は各々き裂先端極近傍の変形速度およびひずみ勾配としてよい。また、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ がある時点におけるき裂先端近傍の変形速度および応力状態を代表するのに対して、 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ はその時点までにき裂前方部が受けた変形履歴のき裂伝ば速度に及ぼす影響を表している。つまり、静クリープき裂伝ばは、き裂先端近傍の応力のみならず、履歴の影響を受けることになる。大路ら〔20〕によって行われた特異応力場を仮定したクリープ累積損傷モデル解析によっても、履歴の影響について同様の結果が得られている。

さて、本試験結果においては、Fig. 3-13に示すように、き裂先端のひずみ ϵ_f はき裂半長 l および負荷応力(総断面応力) σ_g によらず一定であり、上述の大谷らの仮定(クリープ破壊ひずみ一定の仮定)が満足されている。また、Fig. 3-14に示すように、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}/-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ はき裂伝ば速度とよく対応しており、式(3-14)の妥当性を実証している。なお、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ はある短い時間 Δt の間にき裂先端に生じるひずみ増分 $\Delta\epsilon$ を測定し、

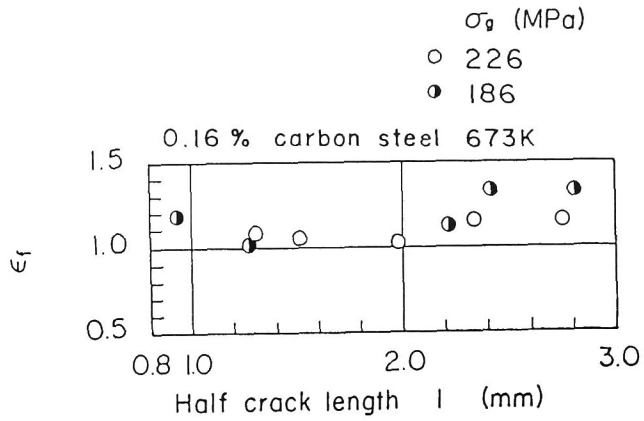


Fig. 3-13 Creep fracture strain at crack tip, ϵ_f .

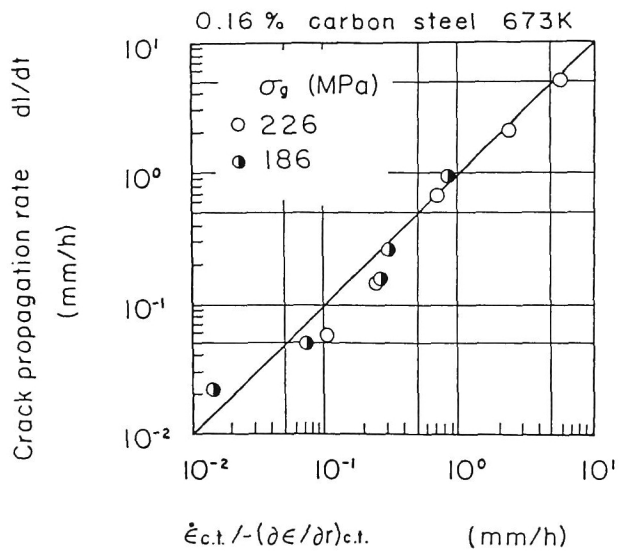


Fig. 3-14 Comparison of $\dot{\epsilon}_{c.t.}/-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ and crack propagation rate, dl/dt .

$$\dot{\epsilon}_{c,t.} = \Delta\epsilon/\Delta t \quad (3-15)$$

より求めた。 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ は、き裂先端とき裂前方 Δr （本試験では $50\mu\text{m}$ （1メッシュ）とした）におけるひずみの差 $\Delta\epsilon$ を求めて

$$-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.} = \Delta\epsilon/\Delta r \quad (3-16)$$

とした。

次に、 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ および $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ の l に対する変化を Fig. 3-15 に示す。下図より、 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ の変化は小さく、しかも負荷応力レベルによる相違も認められないことがわかる。つまり、変形履歴の影響は小さいことになる。ただし、詳細に見れば、 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ は l の増大とともに少し減少しており、き裂伝ばとともに変形履歴により dl/dt に変化が現れることを示唆している。一方、 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ はき裂の伝ばとともに大きく変化しており、しかも負荷応力による差も著しい。Figs. 3-14 および 3-15 の結果を総合すると、クリープき裂伝ばに及ぼす変形履歴の影響は小さく、き裂伝ば速度はき裂先端のひずみ速度のみによって律速されていると考えてよい。事実、Fig. 3-16 に示すように、 dl/dt と $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ にはよい対応関係があり、

$$dl/dt \propto \dot{\epsilon}_{c,t.} \quad (3-17)$$

が成立している。また、変形履歴の影響が小さいことは、前節において初期切欠き長さが異なる試験片の $dl/dt - l$ 関係が一致したことからもうなづけることである（Fig. 3-6 参照）。

ところで、式（3-13）で表されるように、クリープ J 積分 J^* は静クリープ条件下におけるき裂先端近傍のひずみ速度場の強さを代表するパラメータであると考えられる。そこで、Fig. 3-17 に本試験より得られた J^* と $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ の関係を示す。ただし、本供試材の 673K（400℃）の定常クリープ式（Norton 則）は

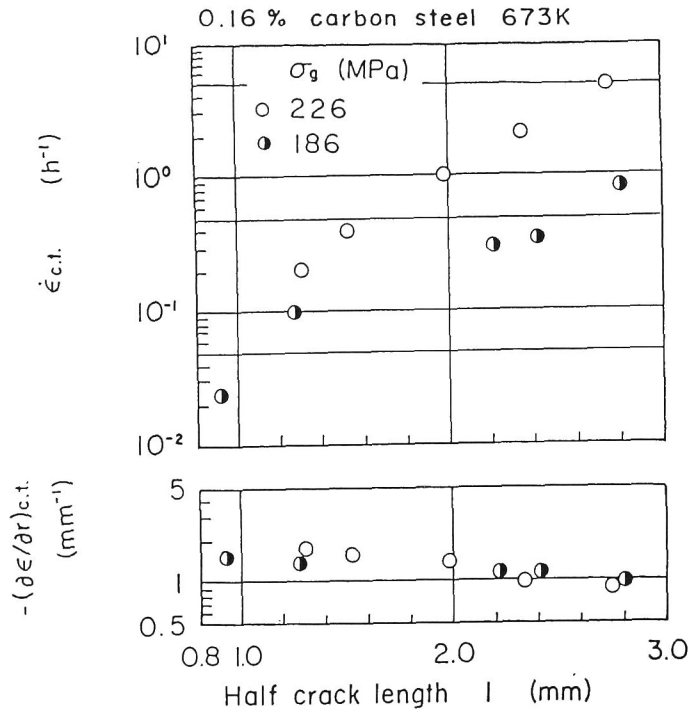


Fig. 3-15 Strain rate, $\dot{\epsilon}_{c.t.}$, and strain gradient, $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$, at crack tip.

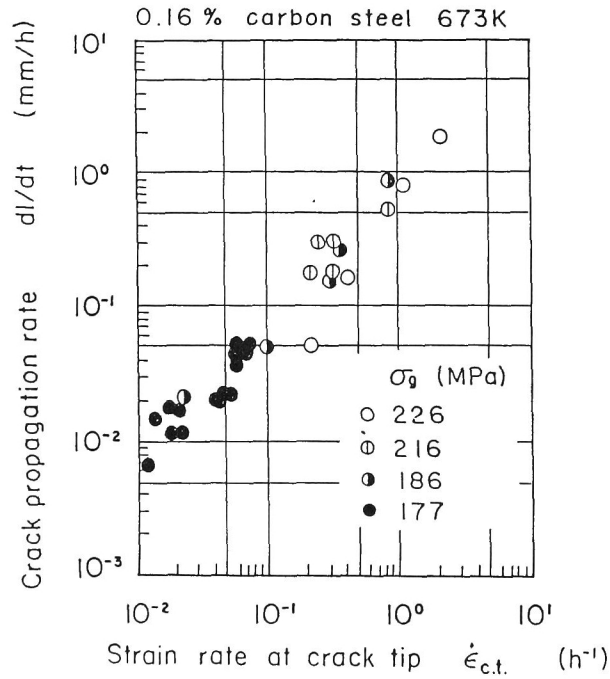


Fig. 3-16 Relationship between crack propagation rate, dl/dt , and strain rate at crack tip, $\dot{\epsilon}_{c.t.}$.

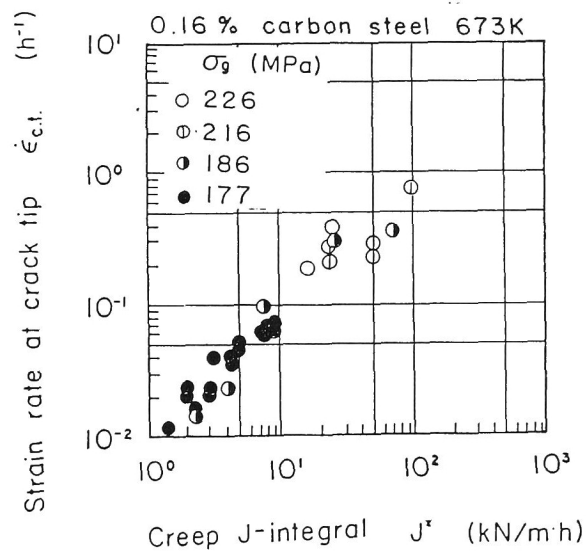


Fig. 3-17 Relationship between strain rate at crack tip, $\dot{\epsilon}_{c.t.}$, and creep J-integral, J^* .

$$\dot{\epsilon} = 9.43 \times 10^{-39} \sigma^{15.4} \quad (3-18)$$

であり、 J^* は $n = 15.4$ として式 (3-4) より評価した。Fig. 3-17 より $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ は J^* とよい対応関係を示しており、かつ

$$\dot{\epsilon}_{c.t.} \propto J^{*n/(n+1)} \quad (3-19)$$

が成立しているとみなせる。 $n \gg 1$ であることを考慮すると、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ は J^* にほぼ比例していることになる。つまり、

$$\dot{\epsilon}_{c.t.} \propto J^* \quad (3-20)$$

と表される。式 (3-17) と式 (3-20) より、

$$dl/dt \propto J^* \quad (3-21)$$

が導ける。Fig. 3-18 に示すように、本供試材においても前節の 0.058% C 低炭素鋼 (Fig. 3-9) と同様 dl/dt と J^* には式 (3-21) の関係が成立している。つまり、 J^* が dl/dt の支配パラメータであるのは、 J^* が $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ を代表するパラメータであり、かつ dl/dt が $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ によって律速されているためである。

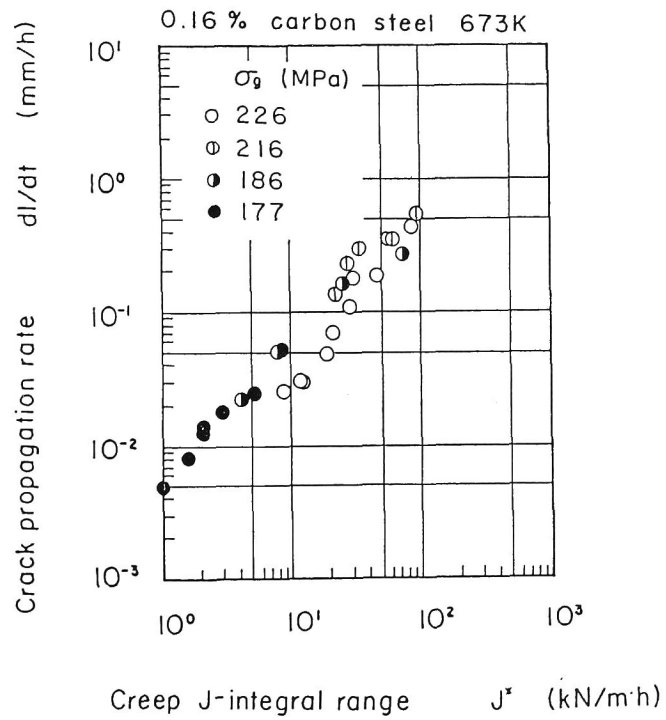


Fig. 3-18 Relationship between crack propagation rate, dl/dt , and creep J-integral, J^* .

3. 4 静クリープき裂伝ばに及ぼす 各種因子の影響

3. 4. 1 試験方法

3. 4. 1. 1 供試材

供試材は、

- (1) 0.16%C低炭素鋼丸棒 (S15C, 3.3節で用いたものと同じ)
- (2) 0.058%C低炭素鋼平板 (3.2節で用いたものと同じ)
- (3) 304ステンレス鋼平板
- (4) 316ステンレス鋼丸棒
- (5) 321ステンレス鋼ボイラー管 (未使用管と約12万時間火力発電プラントで使用された管)
- (6) 21/4 Cr-1Mo鋼 (約13.5万時間使用された火力発電用主蒸気管 (蒸気温度844K (566℃)))
- (7) Cr-Mo-V鋼 (約7万時間使用された火力発電用タービン主塞止弁)
- (8) 鍛造インコネル718

である。(1)、(2)、(3)、(4)、(5)の一部および(8)は実プラントでの使用履歴がない処女材である。なお、(5)は火力発電用ボイラー過熱器管として使用されたものの火炎側 (推定メタル温度約873K (600℃)) と同ボイラー建設当時から予備管として保存されていた未使用管から採取したものであり、両者は同一ロットの材料と考えられる。

Table 3-3およびTable 3-4に供試材の化学成分と機械的性質を示す。また、Table 3-5には平滑試験片を用いて求めた供試材の応力 σ (MPa) と定常クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ (h^{-1}) の関係

$$\dot{\epsilon} = B\sigma^n \quad (3-22)$$

の定数 (B と n) を示す。

Table 3-3 Chemical compositions of materials tested in section 3.4.

(wt.%)															
Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Cu	Mo	V	Al	Ti	B	Nb+Ta
0.16% C s.	0.16	0.19	0.43	0.013	0.029	0.02	0.04		0.08						
0.058% C s.	0.058	0.001	0.29	0.01	0.021				0.04			0.046			
304 s. s.	0.06	0.53	1.62	0.03	0.008	9.16	18.34								
316 s. s.	0.07	0.50				12.29	16.92			2.50					
321 s. s.	Unknown														
2·1/4Cr-1Mo s.	0.11	0.21	0.49	0.012	0.017		2.21			0.95					
Cr-Mo-V cast s.	0.20	0.43	0.66	0.008	0.011	0.09	1.18		0.22	0.93	0.20	0.017	>.005		
IN713 B	0.04	0.05	0.06	>.002	0.004	53.26	18.19	0.01	0.01	3.10		0.48	1.02	0.005	5.31

Table 3-4 Mechanical properties of materials tested in section 3.4

at room temperature.

Material	Yield stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)
0.16% C s.	255	402	38.8	44.0
0.058% C s.				
304 s. s.	246	584	56.0	
316 s. s.	224	559	68.5	76.2
321 s. s.				
2·1/4Cr-1Mo s.	190	435	33.2	73.3
Cr-Mo-V cast s.	484	643	15.3	46.4
IN 718 B	1147	1344	19.5	31

Table 3-5 Values of B and n of materials tested in section 3.4.

Material	Temperature (K)	Environment	B	n
0.16% C s.	673	Air	8.44×10^{-25}	13.3
0.16% C s.	773	Air	1.00×10^{-22}	9.7
0.058% C s.	673	Air	4.52×10^{-41}	17.0
304 s. s.	923	Air	4.72×10^{-29}	11.6
304 s. s.	923	Air	1.37×10^{-18}	7.1
304 s. s.	923	Vac.	4.49×10^{-23}	8.9
316 s. s.	873	Air	3.24×10^{-30}	10.7
316 s. s.	923	Air	1.38×10^{-19}	7.4
321 s. s. (unused)	973	Air	2.16×10^{-14}	4.0
321 s. s. (used)	973	Air	5.34×10^{-26}	10.8
2·1/4Cr-1Mo s.	823	Air	4.14×10^{-24}	9.8
IN 718 B	923	Air	1.22×10^{-46}	15.0

 $\sigma \geq 215.8 \text{ MPa}$ $n \leq 176.5 \text{ MPa}$

3. 4. 1. 2 試験片

試験片は、

- (ア) 中央切欠き平板試験片 (Center Notched Plate, CNP)
- (イ) 薄肉中空円筒試験片 (Center Notched Cylinder, CNC)
- (ウ) 環状切欠き丸棒試験片 (Round Notched Bar, RNB)

であり、各々形状および寸法の異なる数種類のものを用意した。それらを Fig. 3-19 (a) ~ (f) に示す。

切欠きは CNP-a では放電加工で導入し (一部は、さらに疲労予き裂をいれた)、CNP-b および CNC-a ではドリルでせん孔した円孔とし、その他はドリルで円孔を設けた後歯やすりで所定の長さまで伸ばした。

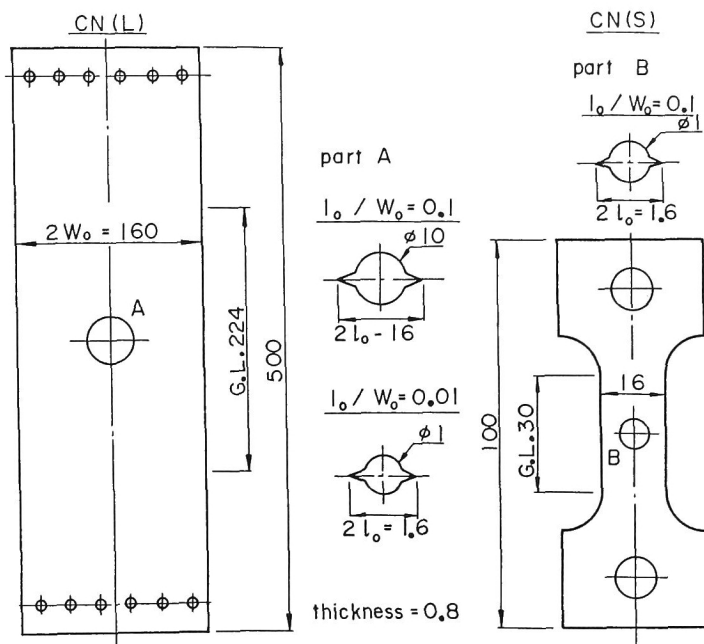
0.16% C 低炭素鋼では、機械加工の後 1173 K (900℃) 1 時間の真空焼なましを行い、さらに電解研磨を施して試験に供した。他は試験片加工、研磨の後そのまま試験に供した。また、予クリープ試験片は、供試材より平滑クリープ試験片を作製し、これに所定のクリープひずみを導入した後、き裂伝ば試験片に再加工して試験に供した。

3. 4. 1. 3 試験装置および試験条件

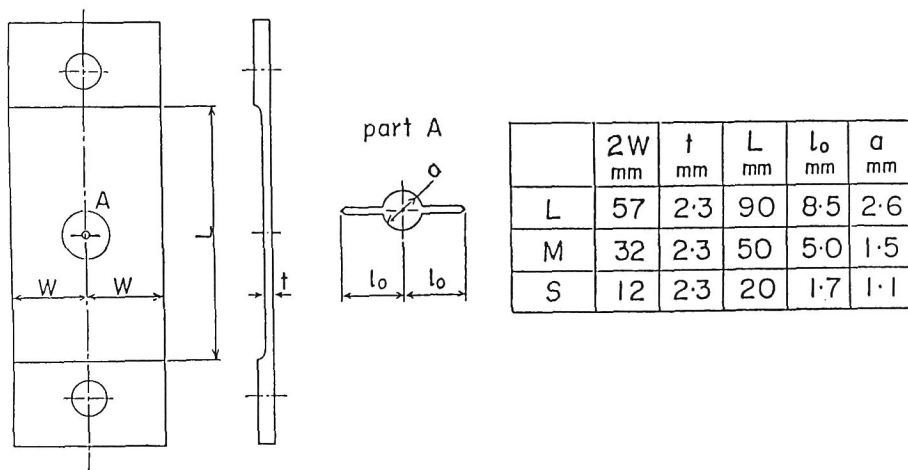
試験機は、

- (a) 赤外線ふく射加熱炉またはニクロム線加熱炉を具備した単一レバー式クリープ試験機
- (b) ニクロム線加熱炉を具備した直下式クリープ試験機
- (c) 高周波誘導加熱器を具備した電気油圧サーボ方式の疲労試験機である。

(a) には、炉に石英ガラス窓があり、これを通して測微顕微鏡によりき裂長さ $2l$ およびき裂中央開口変位 V を測定した。(b) では、試験を適宜中断し、炉を開いて測微顕微鏡により $2l$ および V を測定した。(c) では、直接測微顕微鏡で観測した。なお、(a) の試験機の内の一台には真空炉が取り付けられており、これを用いて真空中のクリープき裂伝ば試験を実施した。なお、試験片 (ウ) (RNB) では、き裂開口変位が大きいのでき裂先端が外部から判定できるため、正面から円周方向へ $\pm 90^\circ$ の位置のき裂先端間の距離 (残り断面の直径) を測定し、き裂長さ $2l$ をもとめた。この際、き裂は半径方向へ均一に (同心円状に) 伝ばするものとしているが、試験片の最終破断面の様相からこの仮定は



(a) CNP specimen.

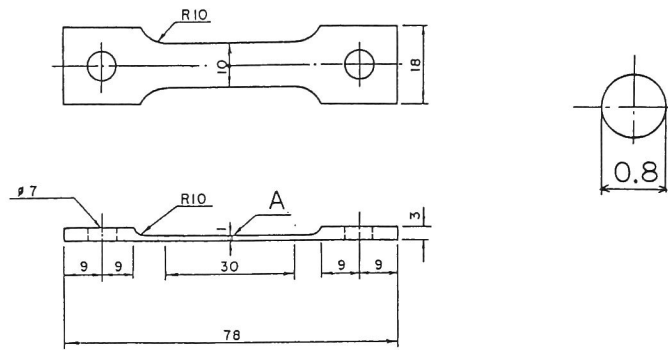


(b) CNP-a specimen.

Fig. 3-19 Shape and size of specimens tested in section 3.4.

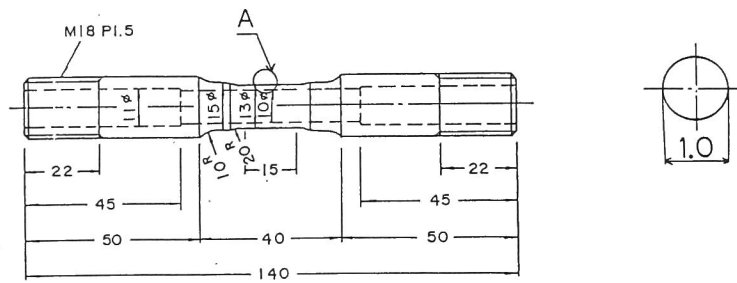
Dimensions are in mm.

Detail of A



(c) CNP-b specimen.

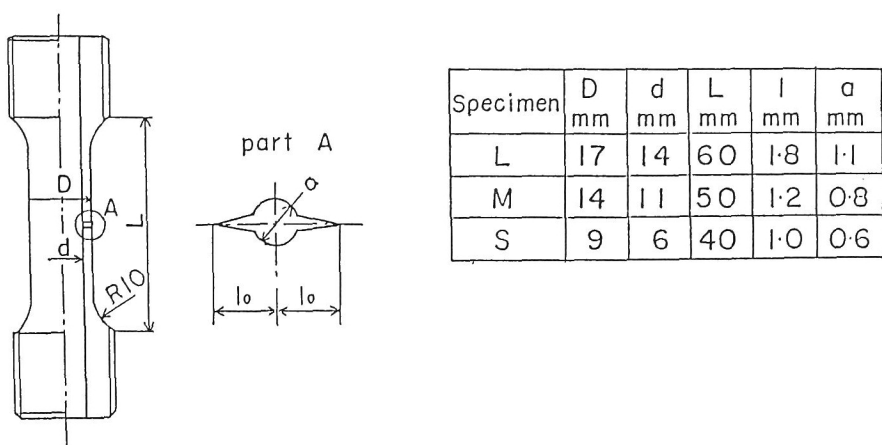
Detail of A



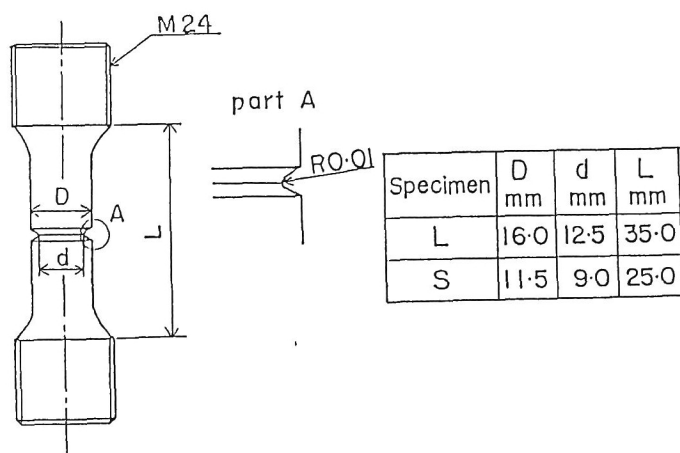
(d) CNC-a specimen.

Fig. 3-19 Shape and size of specimens tested in section 3.4.

Dimensions are in mm.



(e) CNC specimen.



(f) RNB specimen.

Fig. 3-19 Shape and size of specimens tested in section 3.4.

Dimensions are in mm.

妥当なものと考えられる。また、RNBのき裂開口変位 V としては l と同様に正面から $\pm 90^\circ$ の位置の外周における値の平均とした。材料(1)～(4)の試験は(a)で、(5)、(6)は(b)で、(7)、(8)は(c)の試験機で実施した。

試験温度は設定値の $\pm 5\text{ K}$ ($\pm 5^\circ\text{C}$)以内であり、真空中試験の真空度は、 10 、 10^2 あるいは 10^3 Pa である。試験温度、応力、ふん囲気等の詳細な試験条件をTable 3-6およびTable 3-7に示す。なお、整理のため材料、試験片寸法、試験条件ごとにTable 3-6に示す試験番号を付す。

3. 4. 2 試験結果および考察

き裂伝ば速度 dl/dt と正味断面応力 σ_{net} およびクリープJ積分 J^* の関係をFigs. 3-20から3-27に示す。ただし、Fig. 3-22はFigs. 3-8および3-9と同一図である。また、Cr-Mo-V鋳鋼とインコネル718は試験数が少ないため、後述のFig. 3-31にその dl/dt - J^* 関係のみを示した。ここで、 σ_{net} および J^* は各々次式により評価した。

(A) CNP試験片

$$\sigma_{net} = \sigma_g / (1 - l/w_o) \quad (3-23)$$

$$J^* = \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net} \dot{V} \quad (3-24)$$

(B) CNC試験片

$$\sigma_{net} = \sigma_g / (1 - 2l/\pi D) \quad (3-25)$$

$$J^* = \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net} \dot{V} \quad (3-26)$$

Table 3-6 Test number and test conditions.

Test No.	Material	Temperature	Environment	Specimen	Remarks
1	0.16% C s.	673K	Air	CNC(S)	
2	0.16% C s.	673K	Air	CNC(M)	
3	0.16% C s.	673K	Air	CNC(L)	
4	0.16% C s.	773K	Air	CNC(M)	
5	0.16% C s.	673K	Vacuum	CNC(M)	10 and 10 ³ Pa
6	0.16% C s.	673K	Air	CNC(M)	Pre-creep
7	0.16% C s.	673K	Air	RNB(S)	
8	0.16% C s.	673K	Air	RNB(L)	
9	0.058% C s.	673K	Air	CN (S)	$l_0/W_0=0.1$
10	0.058% C s.	673K	Air	CN (L)	$l_0/W_0=0.1$
11	0.058% C s.	673K	Air	CN (L)	$l_0/W_0=0.01$
12	304 s. s.	923K	Air	CNP-a(S)	
13	304 s. s.	923K	Air	CNP-a(M)	
14	304 s. s.	923K	Air	CNP-a(L)	
15	304 s. s.	923K	Vacuum	CNP-a(M)	10 ² Pa
16	316 s. s.	873K	Air	CNC(M)	
17	316 s. s.	923K	Air	CNC(M)	
18	316 s. s.	923K	Air	CNC(M)	Pre-creep
19	321 s. s. (unused)	973K	Air	CNP-b	
20	321 s. s. (used)	923K	Air	CNP-b	
21	321 s. s. (used)	973K	Air	CNP-b	
22	2-1/4Cr-1Mo	823K	Air	CNP-b	
23	Cr-Mo-V cast s.	823K	Air	CNC-a	
24	IN 718 B	923K	Air	CNC-a	

Table 3-7 Detailed test conditions.

(a) 0.16% carbon steel.

Specimen	Temperature (K)	Nominal stress (MPa)	Environment
CNC(S)	673	196	Air
CNC(M)	673	226	Air
CNC(M)	673	216	Air
CNC(M)	673	186	Air
CNC(M)	673	177	Air
CNC(L)	673	226	Air
CNC(L)	673	177	Air
CNC(M)	773	116	Air
CNC(M)	773	107	Air
CNC(M)	773	82	Air
CNC(M)	673	226	Vacuum(10Pa)
CNC(M)	673	226	Vacuum(10 ³ Pa)
CNC(M) (pre-creep material)	673	216	Air
RNB(S)	673	186	Air
RNB(S)	673	160	Air
RNB(L)	673	199	Air
RNB(L)	673	150	Air

(b) 0.058% carbon steel.

Specimen	l_0/W_0	Stress (MPa)
CN(L)	0.1	176
		157
		137
CN(L)	0.01	196
		186
		176
		157
CN(S)	0.1	176
		157
		137

Table 3-7 Detailed test conditions.

(c) 304 stainless steel.

Specimen	Temperature (K)	Nominal stress (MPa)	Environment
CNP-a(S)	923	137	Air
CNP-a(H)	923	186	Air
CNP-a(M)	923	177	Air
CNP-a(M)	923	157	Air
CNP-a(M)	923	149	Air
CNP-a(M)	923	137	Air
CNP-a(M)	923	133	Air
CNP-a(M)	923	118	Air
CNP-a(M)	923	98	Air
CNP-a(L)	923	137	Air
CNP-a(L)	923	137	Air
CNP-a(M)	923	177	Vacuum(10^2 Pa)
CNP-a(M)	923	157	Vacuum(10^2 Pa)
CNP-a(M)	923	137	Vacuum(10^2 Pa)
CNP-a(M)	923	118	Vacuum(10^2 Pa)
CNP-a(M)	923	98	Vacuum(10^2 Pa)

(d) 316 stainless steel.

in air		
Specimen	Temperature (K)	Nominal stress (MPa)
CNC(M)	873	216
CNC(M)	923	196
CNC(M)	923	167
CNC(M) (pre-creep material)	923	167

(e) 321 stainless steel.

Unused material		in air
Specimen	Temperature (K)	Nominal stress (MPa)
CNP-b	973	111
CNP-b	973	101
CNP-b	973	91
CNP-b	973	62

Used material		in air
Specimen	Temperature (K)	Nominal stress (MPa)
CNP-b	923	111
CNP-b	973	111
CNP-b	973	101
CNP-b	973	91
CNP-b	973	62

Table 3-7 Detailed test conditions

(f) 2.1/4Cr-1Mo steel.

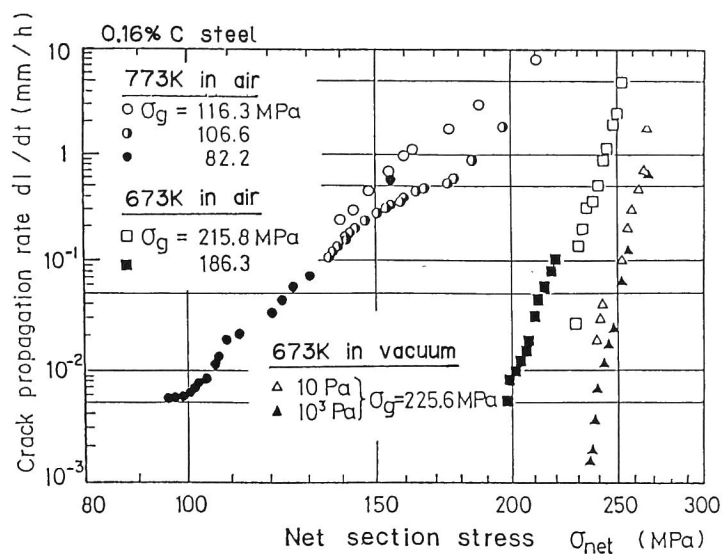
in air		
Specimen	Temperature (K)	Nominal stress (MPa)
CNP-b	823	111
CNP-b	823	91
CNP-b	823	81
CNP-b	823	72

(g) Cr-Mo-V cast steel.

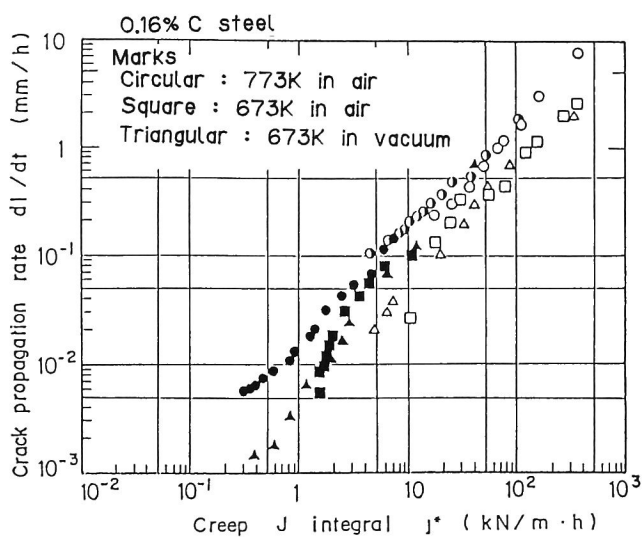
in air		
Specimen	Temperature (K)	Nominal stress (MPa)
CNC-a	823	216

(h) IN 718 (material B).

in air		
Specimen	Temperature (K)	Nominal stress (MPa)
CNC-a	923	637



(a) dl/dt vs. σ_{net} .



(b) dl/dt vs. J^* .

Fig. 3-20 Relation of dl/dt - σ_{net} and dl/dt - J^* in Test No. 2, 4 and 5 (0.16% carbon steel).

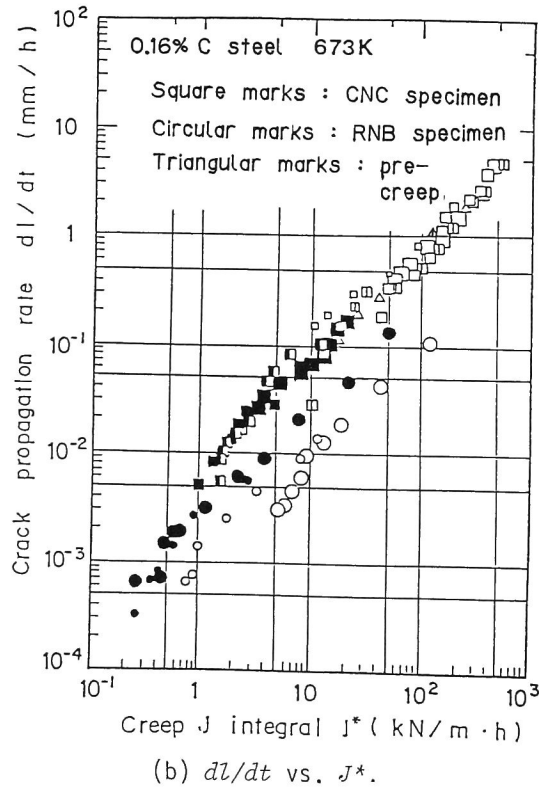
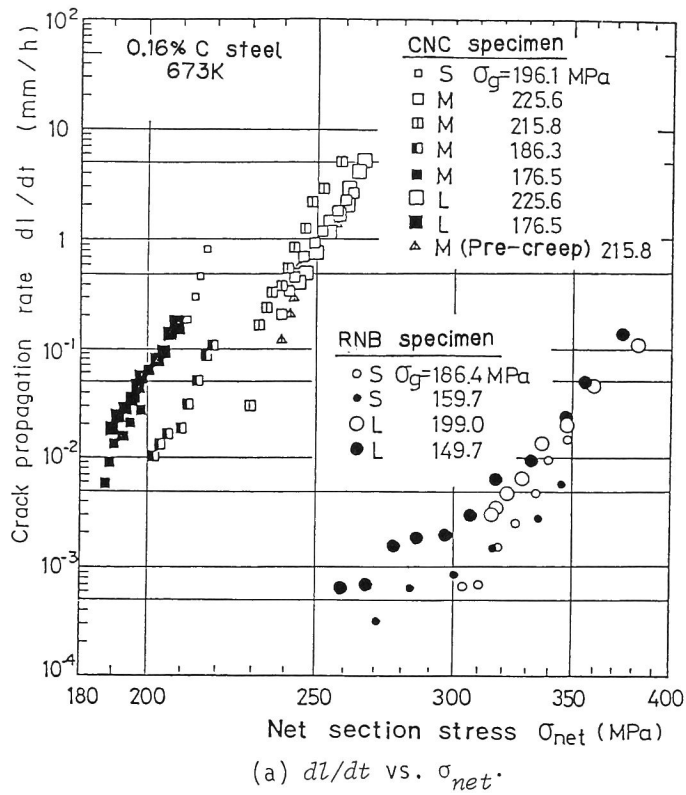
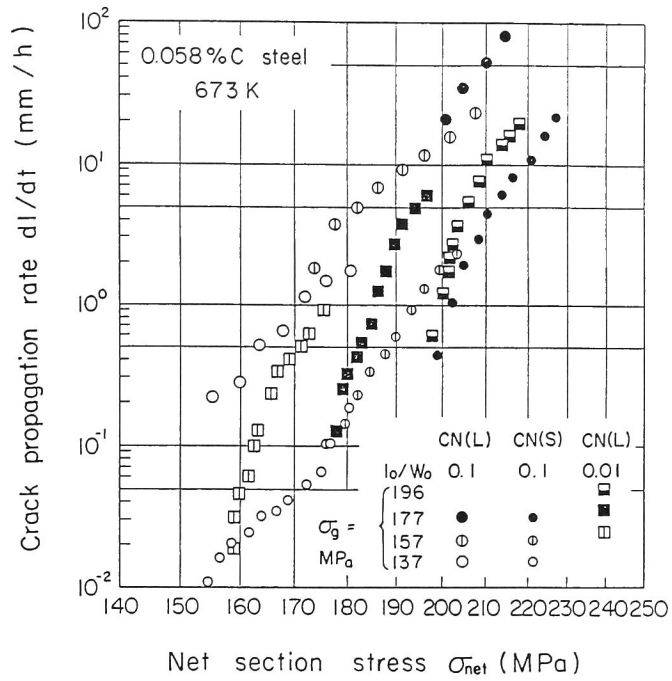
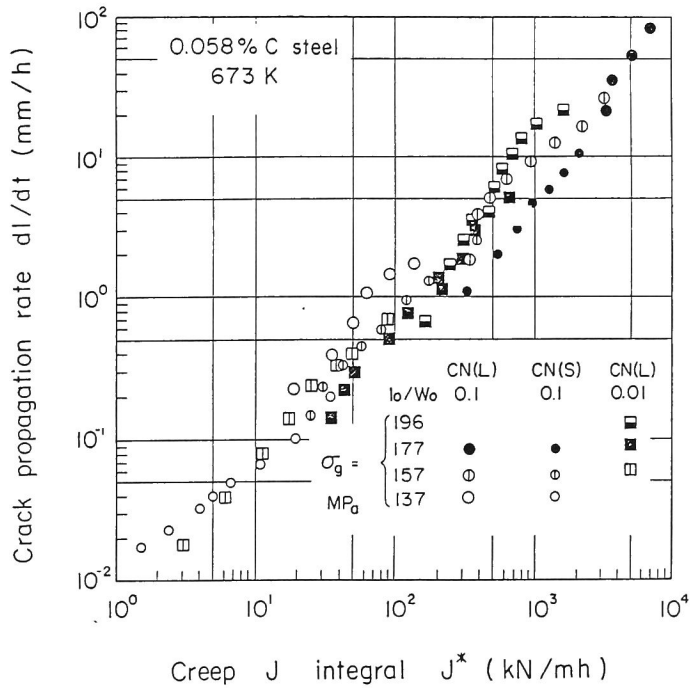


Fig. 3-21 Relation of dl/dt - σ_{net} and dl/dt - J^* in Test No. 1-3 and 6-8 (0.16% carbon steel).

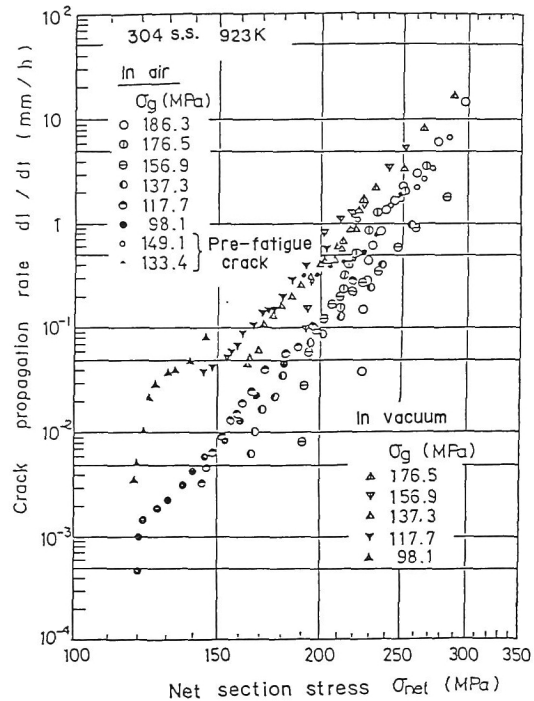


(a) dl/dt vs. σ_{net} .

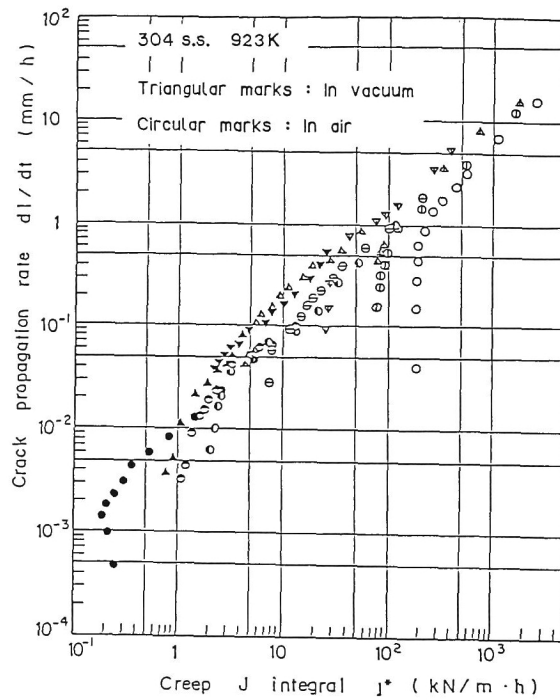


(b) dl/dt vs. J^* .

Fig. 3-22 Relation of dl/dt - σ_{net} and dl/dt - J^* in Test No. 9-11 (0.058% carbon steel).

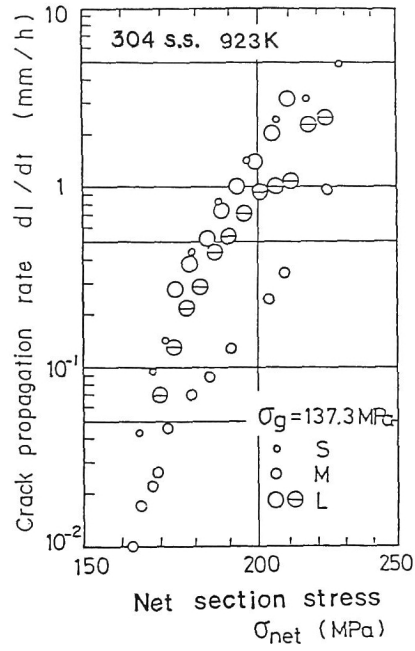


(a) dI/dt vs. σ_{net} .

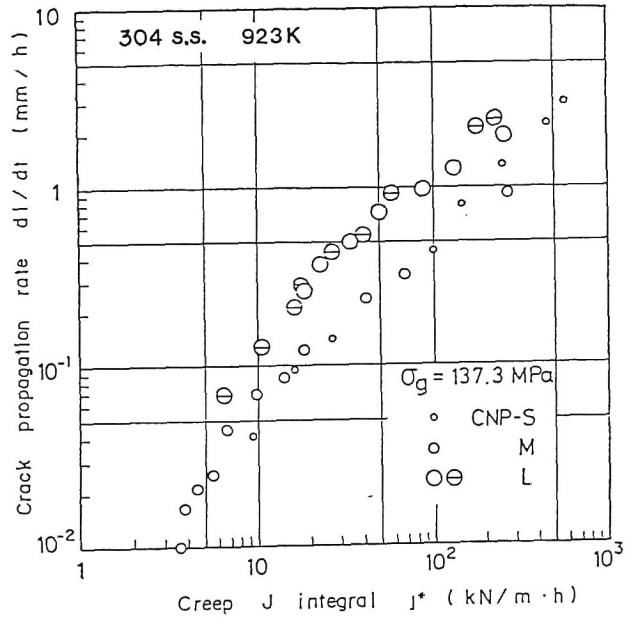


(b) dI/dt vs. J^* .

Fig. 3-23 Relation of dI/dt - σ_{net} and dI/dt - J^* in Test No. 13 and 15 (304 stainless steel).



(a) dI/dt vs. σ_{net} .



(b) dI/dt vs. J^* .

Fig. 3-24 Relation of dI/dt - σ_{net} and dI/dt - J^* in Test No. 12-14 (304 stainless steel).

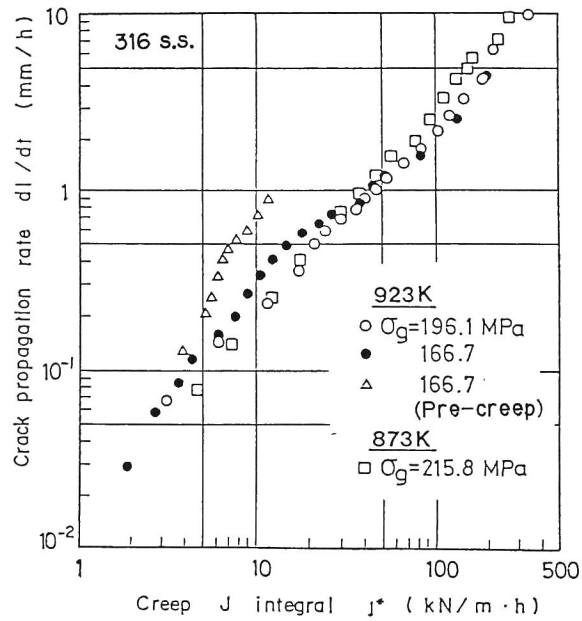
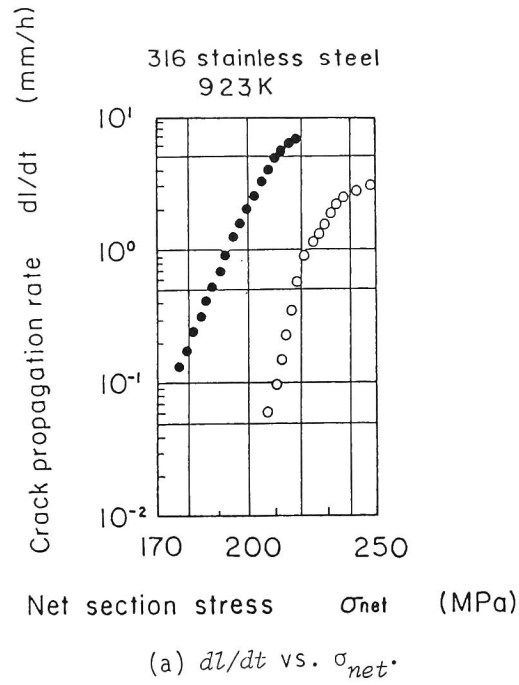


Fig. 3-25 Relation of dl/dt - σ_{net} and dl/dt - J^* in Test No. 16-18 (316 stainless steel).

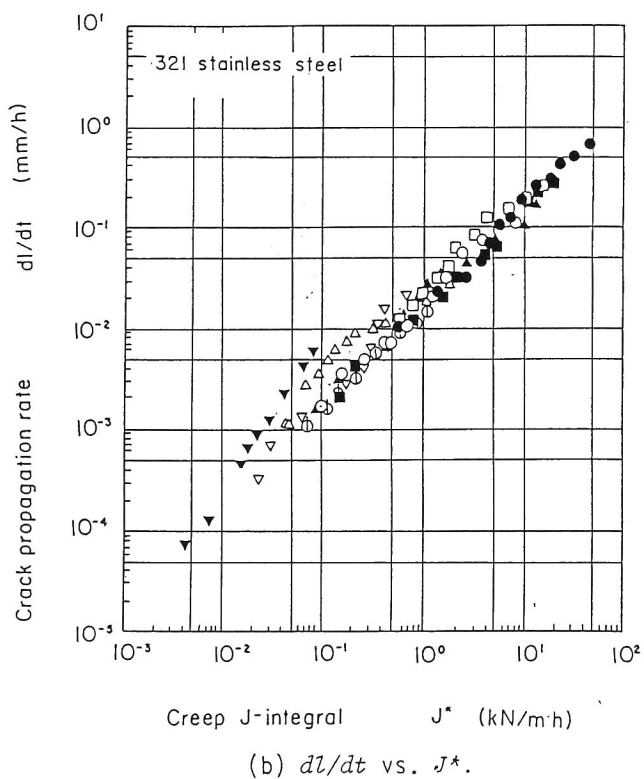
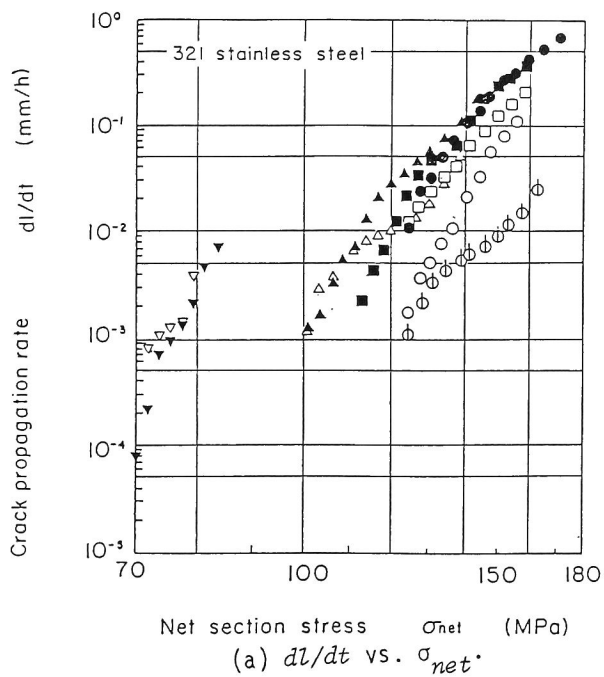


Fig. 3-26 Relation of dl/dt - σ_{net} and dl/dt - J^* in Test No. 19-21 (321 stainless steel).

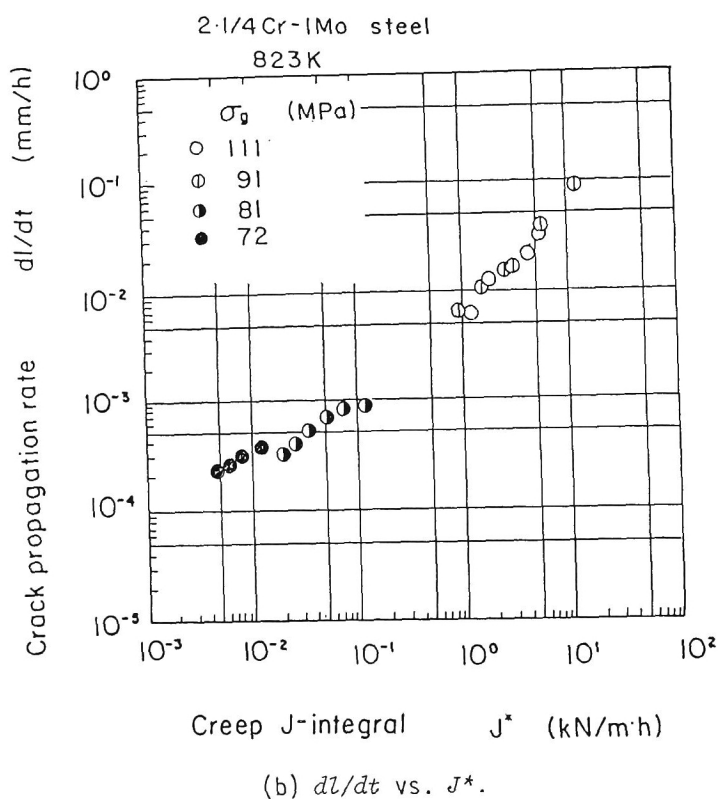
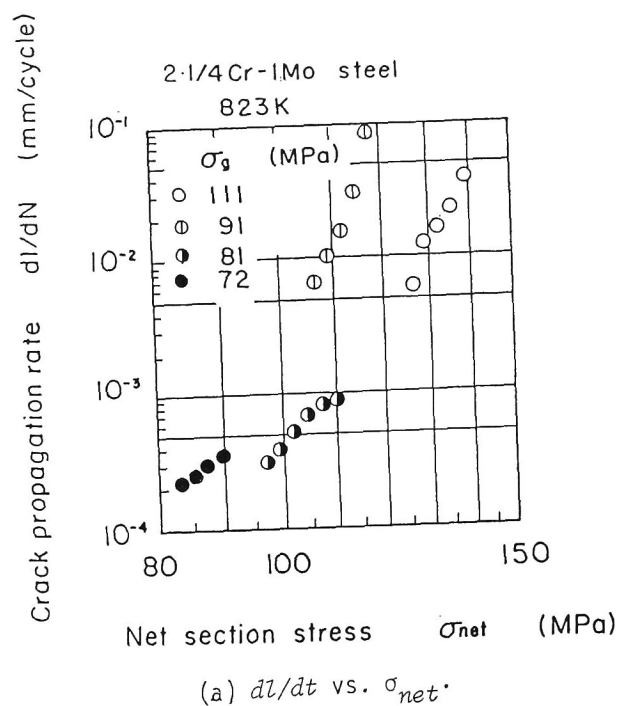


Fig. 3-27 Relation of dl/dt - σ_{net} and dl/dt - J^* in Test No. 22 (2-1/4Cr-1Mo steel).

(C) RNB試験片

$$\sigma_{net} = \sigma_g / (1 - 2l/D)^2 \quad (3-27)$$

$$J^* = \frac{2n-1}{2n+1} \sigma_{net} \dot{V} \quad (3-28)$$

ここで、 σ_g は公称応力、 W_0 は板幅半長、 V はき裂中央開口変位速度、 D は試験片外径である。なお、 n 値はTable 3-5に示した値を採用した。 n 値が不明の場合には、

$$J^* = \sigma_{net} \dot{V} \quad (3-29)$$

として J^* 値を評価した。ただし、インコネル718については、き裂中央開口変位 V の変化が小さいため \dot{V} を精度良く測定することができなかった。そこで、インコネル718の場合には式(3-6)～(3-10)〔19〕を用いて評価した。評価法の詳細については付録を参照されたい。

3.4.2.1 試験温度の影響

0.16% C低炭素鋼の673 K (400℃) および773 K (500℃) における試験結果をFig. 3-20 (試験番号2および4) に示した。 dl/dt - σ_{net} 関係では、温度によって異なる関係が得られた。温度が高い場合には、同一 σ_{net} 値に対する dl/dt は非常に大きい。一方、 dl/dt - J^* 関係では、その差はほとんど認められない。前節で示したように、

$$dl/dt \propto \dot{\epsilon}_{c.t.} \propto J^* \quad (3-30)$$

であることおよびTable 3-5の構成式から明らかなように773 K (500℃) では673 K (400℃) と比べてクリープ速度が著しく速いことを考え合わせると、 dl/dt の温度依存性は材料のクリープ変形特性の温度依存性に帰着される。同様の結果が316ステンレス鋼873 K (600℃) および923 K (650℃) (Fig.

3-25、試験番号16および17)と321ステンレス鋼923K(650℃)および973K(700℃)(Fig. 3-26、試験番号20および21)に対して得られている。なお、Fig. 3-20を詳細に見ると、同一 J^* 値に対して773K(500℃)の dl/dt が多少高めとなっている。これは、高温酸化等クリープ構成式以外の因子の影響と考えられる。

3.4.2.2 ふん囲気の影響

0.16%C低炭素鋼(試験番号2および5)と304ステンレス鋼(試験番号13および15)の真空中と大気中における試験結果をFigs. 3-20および3-23に示した。両鋼の $dl/dt-\sigma_{net}$ 関係に着目すると、0.16%C低炭素鋼では真空中の方が低伝ば速度を示しているのに対して、304ステンレス鋼では真空中の方が高伝ば速度を示している。

一方、 $dl/dt-J^*$ 関係には両鋼とも真空中と大気中の差はほとんど認められない。これは、本試験条件におけるふん囲気のクリープき裂伝ばに及ぼす影響がクリープ変形速度への影響に他ならないことを示している。クリープ変形速度はふん囲気の影響を受け、材料、応力、温度等の諸条件により、真空中に比べて大気中の方が加速される場合も減速される場合もある〔21〕。 $dl/dt-\sigma_{net}$ 関係には、このクリープ変形速度の相違の影響が現れている。

$dl/dt-J^*$ 関係は、大気中試験の場合もき裂は酸化等の要因で伝ばするのではなく、本質的にき裂先端近傍のクリープ変形速度に支配されていることを示している。

3.4.2.3 試験片寸法の影響

3.2節に0.058%C低炭素鋼の寸法比1:10の相似試験片の結果(Fig. 3-22)を示した。ここでは、0.16%C低炭素鋼CNC試験片(試験番号1、2、3)、RNB試験片(試験番号7、8)、304ステンレス鋼CNP試験片(試験番号12、13、14)の結果をFigs. 3-21および3-24に示した。 dl/dt は、試験片寸法に依らず J^* と良い対応関係を示しており、0.058%C低炭素鋼の結果と同様である。

3. 4. 2. 4 応力条件（平面応力と平面ひずみ）の影響

0. 16% C 低炭素鋼 CNC 試験片（試験番号 1、2、3）と RNB 試験片（試験番号 7、8）の dl/dt を σ_{net} で整理すると、Fig. 3-21 (a) に示すように RNB 試験片の dl/dt は CNC 試験片の dl/dt に比べて極端に小さい。CNC 試験片の肉厚は 1.5 mm と薄いため、き裂は平面ひずみ状態を満足せず、き裂面がせん断型に傾斜した平面応力条件下にある場合が多い。一方、RNB 試験片では、き裂先端のクリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ が拘束されるため平面ひずみ状態に近く、同一 σ_{net} 値に対して CNC 試験片よりも低伝ば速度となったことを示している。ここで、Fig. 3-21 (b) を見ると、 $dl/dt - J^*$ 関係では RNB 試験片の方が少し下方に位置するものの、両者はかなり近いことがわかる。つまり、応力条件による差は比較的小さい。

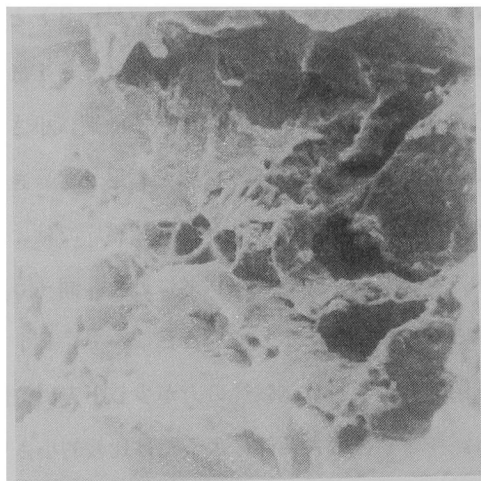
3. 4. 2. 5 破壊様式の影響

304 ステンレス鋼（試験番号 13）のクリープき裂伝ばは、高応力試験の場合には粒内破壊を呈し、低応力試験の場合には粒界破壊を呈した。典型的な破面の様相を Fig. 3-28 に示す。Fig. 3-23 (a) を詳細に見ると、試験番号 13 の $dl/dt - \sigma_{net}$ 関係は 2 群に分かれることがわかる。○ ⊙ ○ ● 印が一群となり、⊖ ⊕ ⊗ ⊙ 印が別の一群を形成している。前者は高応力下のもので粒内破壊をしたものであり、後者は低応力下のもので粒界破壊をしたものである。つまり、破壊様式により $dl/dt - \sigma_{net}$ 関係には差がある。ところが、Fig. 3-23 (b) に示したように、 $dl/dt - J^*$ 関係にはほとんど相違が認められない。これは、破壊様式の相違とき裂先端ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ の応力依存性（クリープ構成式）の違いに対応関係があること、および破壊様式に依らず dl/dt が $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ に律速されていることによるものである。

3. 4. 2. 6 予クリープ変形の影響

初期切欠き長さが異なっても $dl/dt - l$ 関係に差がないこと (Fig. 3-6) および $-(\partial \epsilon / \partial r)_{c,t.}$ の l に対する変化が小さいこと (Fig. 3-15) より、き裂伝ば速度に及ぼす変形履歴の影響はあまり大きくないことがわかった (3. 2 節および 3. 3 節参照)。

一方、大谷〔22〕は有限要素法解析（き裂先端近傍のクリープひずみが一定値 ϵ_f に



10μm

(a) Fractograph at higher stress condition ($\sigma_g = 177\text{MPa}$, $l = 3.9\text{mm}$).



10μm

(b) Fractograph at lower stress condition ($\sigma_g = 137\text{MPa}$, $l = 2.6\text{mm}$).

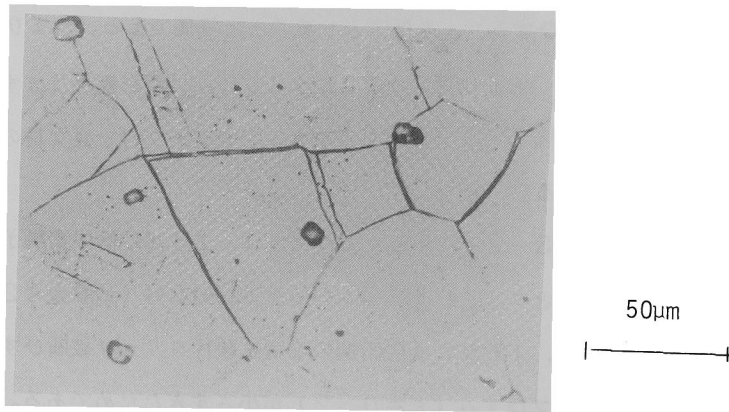
Fig. 3-28 Fractographs of 304 stainless steel tested at 923K in air.

達したとき裂が伝ばすると仮定した解析)より、き裂伝ば速度に対する変形履歴の影響を表す $-(\partial \varepsilon / \partial n)_{c, t.}$ は l に対する変化は小さいものの、破壊ひずみ ε_f の値により大きく変化することを報告している。き裂導入前に平滑試験片でクリープ変形を与えることは、力学的には破壊ひずみ ε_f を低下させることと等価である。つまり、予クリープ変形は $-(\partial \varepsilon / \partial n)_{c, t.}$ を変化させることにより dl/dt に影響を及ぼすと考えられる。 J^* は $\dot{\varepsilon}_{c, t.}$ を代表するパラメータであるから、予クリープ材と処女材の $dl/dt-J^*$ 関係は異なると考えられる。

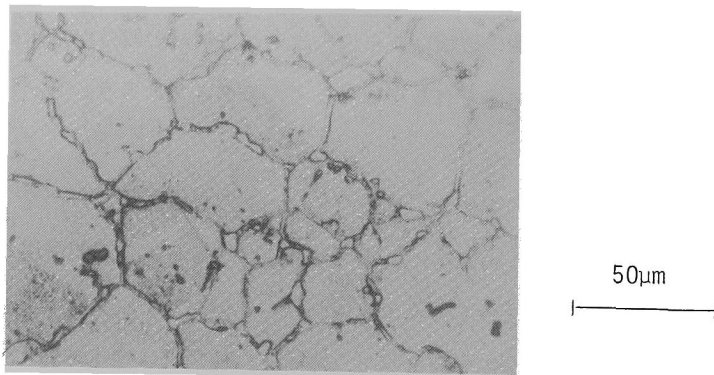
しかし、Fig. 3-21に示したように、0.16%C低炭素鋼予クリープ材(試験番号6)の dl/dt と σ_{net} および J^* の関係は、処女材(試験番号2)のそれと一致している。これは、0.16%C低炭素鋼の平滑試験片クリープ破断ひずみ ($\varepsilon_f = 1.0$) に対して、予クリープひずみ ($\varepsilon = 0.2$) が小さすぎたためである。平滑試験片のクリープ破断ひずみが小さい316ステンレス鋼(試験番号17,18)では、破断ひずみ $\varepsilon_f = 0.22$ に対して0.20の予クリープひずみを与えた場合、予クリープ材の dl/dt は同一 J^* 値に対して処女材の dl/dt より2倍程度速くなっている (Fig. 3-25 (b))。しかし、破断ひずみの約90%近い予クリープ変形を与えたにもかかわらず、 dl/dt の加速は小さいとも言える。以上の結果より、破断ひずみに非常に近い予クリープ変形を与えないかぎり、 $dl/dt-J^*$ 関係には相違はほとんど現れないことがわかる。また、同様に、き裂先端の破壊ひずみの大きさは平滑材の絞りから求める破断ひずみと等しくはなく、より大きな値を有していると考えられるべきであろう。

3. 4. 2. 7 長期間実機使用材料のクリープき裂伝ば特性

Fig. 3-29に火力発電用ボイラー過熱器管として長期間使用された321ステンレス鋼と同ボイラー予備管である未使用材料の組織写真を示す。Table 3-8に示した両材の硬度および衝撃値に見られるように使用材は硬化・脆化している。また、Fig. 3-30上図に示すように平滑試験片のクリープ強度にも低下が認められる。しかし、クリープ破断ひずみは両材で差がない (Fig. 3-30下図)。ただし、長時間試験では両材ともクリープ破断ひずみが減少する傾向が見られる。Fig. 3-31 (a) (b)に未使用材および使用材の細束X線回折像を示す。Fig. 3-31 (a) (b)よりトータル・ミスオリエンテーションを測定すると、いずれも 0° であって両材に差がないことが判明した。オーステナイト系ステンレス鋼に対してはクリープひずみとトータ



(a) Unused material.



(b) Used material.

Fig. 3-29 Microstructures of 321 stainless steel.

Table 3-8 Vickers hardness and Sharpy impact value of unused and used materials.

	Vickers hardness (0.3kg)	Sharpy impact value (kJ/m ²)
Unused material	154	2100
Used material	174	750

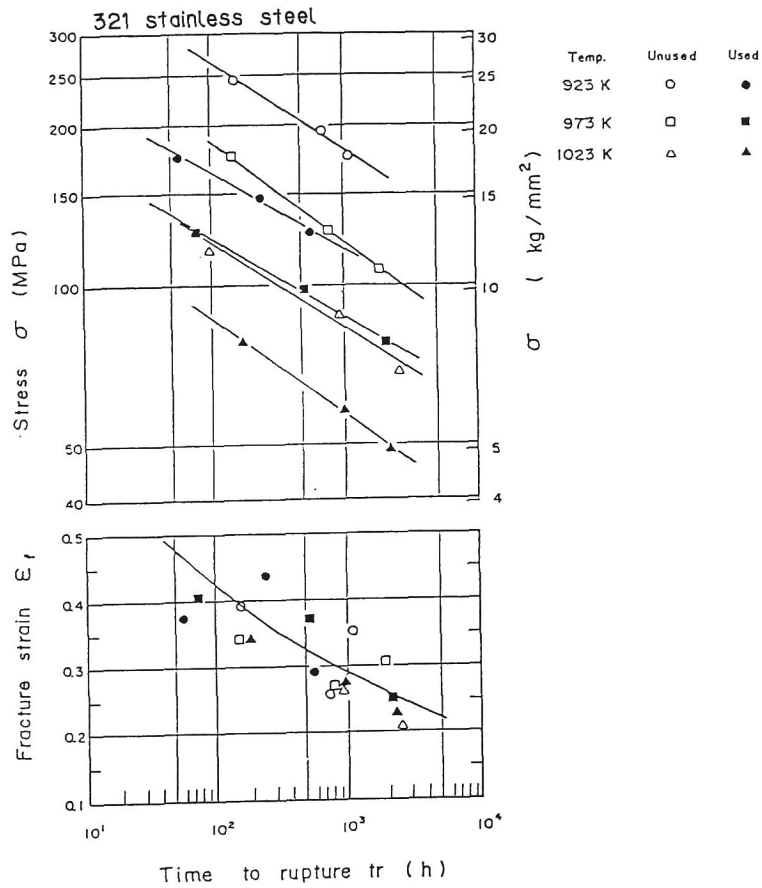


Fig. 3-30 Creep failure life and fracture strain of smooth specimen of 321 stainless steel.

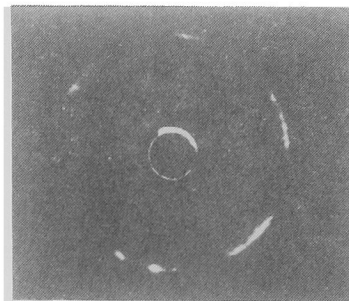
Microbeam X-ray generator	Rigaku geigerdex
Characteristic X-ray	Cr-K α
Tube voltage	35 kV
Tube current	35 μ A
Effective focus size	0.4 mm \times 0.8 mm
Slit size	50 μ in dia
Distance between slit and focus	180 mm
Distance between slit and sample	20 mm
Exposure time	48 hrs
Film	Sakura medical



(a) Unused material.



(b) Used material.



(c) Near creep fracture surface.

Fig. 3-37 X-ray diffraction patterns of 321 stainless steel.

ル・ミスオリエンテーションの間に良い対応関係があることが報告されており〔23〕、上述の結果は、使用材がその使用中に大きなクリープ変形を受けていないことを示唆している。なお、参考として未使用材料を用いた平滑クリープ試験片の破断部近傍の細束X線回折像をFig. 3-31 (c) に示す。Fig. 3-31 (a) (b) と比較してトータル・ミスオリエンテーションは大きいことが明らかである。田村ら〔24〕は6万時間のクリープ試験結果を基に、許容応力（火力技術基準）〔25〕程度であれば、約10万時間使用してもクリープひずみは0.1%程度しか発生しないことを報告している。これらを総合すると、本使用材料は、その使用中に大きなクリープ変形を受けていないと考えられる。つまり、使用材料と未使用材料の相違は、長期間高温にさらされたことによる時効の影響と判断される。ただし、両材の応力とクリープひずみ速度の関係は異なっている（Table 3-5）ことに注意を要する。また、クリープ破断ひずみは両材とも破断時間が長くなるとともに減少する傾向がある。

Fig. 3-26 (b) に示したように、 $dl/dt-J^*$ 関係では両材の結果は一致している。つまり、使用によって、クリープ構成式は変化するものの、クリープき裂伝ば則（ $dl/dt-\dot{\epsilon}_{c,t}, -J^*$ 関係）を本質的に変えるものではないことがわかる。ただし、低伝ば速度域（長時間き裂伝ば試験領域）で、多少高 dl/dt 側へ偏る傾向があるのは上述のクリープ破断ひずみの低下（Fig. 3-29 下図参照）と関連すると考えられる。

3. 4. 2. 8 各種耐熱合金の dl/dt と J^* の関係

本供試材の大気中におけるクリープき裂伝ば速度とクリープJ積分の関係を、まとめてFig. 3-32に示す。ただし、図には試験番号1、2、3、4、9、10、11、12、13、14、16、17、19、22、23、24の結果をプロットした。図より、インコネル718の結果を除くと、 dl/dt (mm/h) は J^* (kN/mh) にほぼ比例しており、材料間の相違も小さいことがわかる。つまり、材料に依らず、

$$dl/dt = (0.005 \sim 0.03) J^* \quad (3-31)$$

が成立している。

さらに詳細に見ると、低炭素鋼や低合金鋼（Cr-Mo-V 鋼、2 1/4Cr-1Mo

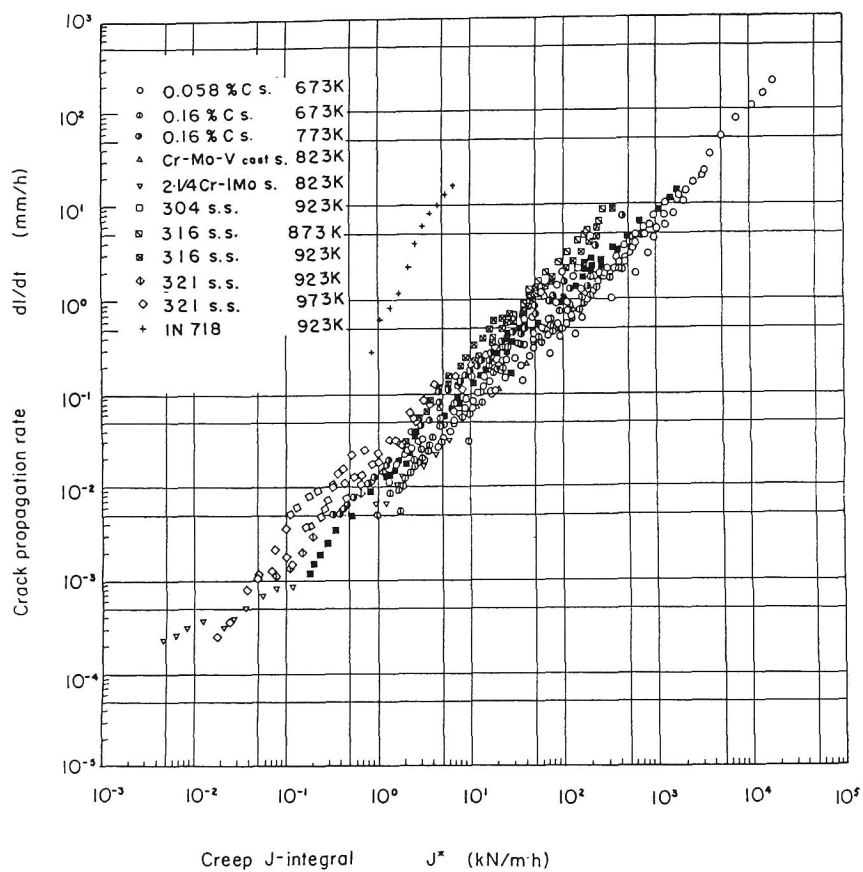


Fig. 3-32 Relationship between dl/dt and J^* in static creep of all test materials.

鋼)よりオーステナイト系ステンレス鋼(304、316、321ステンレス鋼)の方が同一 J^* 値に対して高伝ば速度を示している。クリープき裂伝ばに及ぼす変形履歴の影響項 $-(\partial \epsilon / \partial x)_{c.t.}$ はクリープ破壊ひずみ ϵ_f に比例する。一般的に、オーステナイト系ステンレス鋼の方が低合金鋼よりクリープ破壊ひずみ ϵ_f が小さいため、 $-(\partial \epsilon / \partial x)_{c.t.}$ が小さくなり、前述の結果となったと解釈できる。

なお、インコネル718の dl/dt - J^* 関係は、低合金鋼やオーステナイト系ステンレス鋼のそれと比較して上方にある。ニッケル基超合金について同様の傾向がSadananda ら〔26〕によって報告されている。これも、ニッケル基超合金が一般に低延性材料であるためと考えられる。

3. 5 結 言

本章では、静クリープき裂伝ば則について実験的検討を行った。まず、板幅が10倍異なる相似試験片を用いた試験より、各力学量(弾性応力拡大係数 K 、正味断面応力 σ_{net} 、クリープ J 積分 J^*)の有効性について検討した。また、ニッケルメッシュを貼付した試験片によりき裂先端近傍の変形状態を観察し、これとき裂伝ば速度および力学量との関係について検討した。さらに、これらの検討により得られた静クリープき裂伝ば則に及ぼす各種因子の影響についても調べた。

得られた結果は次のとおりである。

I 相似試験片による検討結果

- (1) 同一形状、寸法試験片では、初期切欠き長さが異なっている場合でも dl/dt - l 関係に変化はない。これはき裂伝ばに及ぼす変形履歴の影響が小さいことを意味している。
- (2) 相似試験片では、同一き裂深さ l/W_0 における dl/dt は試験片板幅半長 W_0 に比例する。
- (3) 相似試験片の dl/dt は弾性応力拡大係数 K および正味断面応力 σ_{net} と良い対応関係を示さない。
- (4) dl/dt は試験片寸法、初期切欠き長さ、負荷応力等によらず J^* と良い対応関係を示した。(3)の結果と考え合わせると静クリープき裂伝ばの支配力学量と

して、 J^* が最も有効であると考えられる。

- (5) J^* 評価法としては、き裂中央開口変位速度 \dot{V} を用いる方法と Norton 則の定数を基に数値計算のみで求める方法がある。両者は、ほぼ同様の値を与えるが、実験技術上は前者の方が用い易い。

II ニッケルメッシュ貼付試験片による検討結果

- (1) き裂伝ば速度 dl/dt はき裂先端のひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{c,t}$ 、およびひずみ勾配 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t}$ と次の関係を有する。

$$dl/dt = \frac{\dot{\epsilon}_{c,t}}{-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t}} \quad (3-14)$$

- (2) き裂先端近傍のひずみ勾配 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t}$ はき裂長さおよび負荷応力によらずほぼ一定である。これは、き裂伝ばに及ぼす変形履歴の影響が小さいことを示しており、I の (1) の結果はこれに対応している。

- (3) dl/dt は $\dot{\epsilon}_{c,t}$ に比例している。一方、 J^* は $\dot{\epsilon}_{c,t}$ を代表するパラメータである。I の (4) の結果はこの $dl/dt - \dot{\epsilon}_{c,t} - J^*$ 関係によるものである。

III 静クリープき裂伝ばに及ぼす各種因子の影響

- (1) $dl/dt - J^*$ 関係には、試験温度、ふん囲気、試験片寸法、破壊様式 長期使用 (ただし時効の影響が大である場合) によらず、ほぼ一価関係が成立する。ただし、 $dl/dt - \sigma_{net}$ (および $dl/dt - K$) 関係は、これらの影響因子により各々異なった関係となる。
- (2) 平面ひずみ条件下では平面応力条件下と比較して、同一 J^* 値に対して多少低 dl/dt 値を示すものの、ほぼ良い一致を示す。
- (3) 予クリープ変形が大きい場合には処女材と比較して、同一 J^* 値に対して多少高 dl/dt を示す。しかし予クリープ変形が大きい場合には、 $dl/dt - J^*$ 関係は処女材のそれと変わらない。
- (4) ニッケル基超合金 (インコネル 718) を除くと、 dl/dt (mm/h) $- J^*$ (kN/m^{3/2}h) 関係の材料間の相違は小さく、

$$dl/dt = (0.005 \sim 0.03) J^* \quad (3-31)$$

が成立している。また、同一 J^* 値に対してニッケル基超合金、オーステナイト系ステンレス鋼、低合金鋼の順で dL/dt は小さくなる。これは、クリーブ破断ひずみ ϵ_f の大小関係と対応している。

参考文献

- 〔1〕 M.J.Siverns and A.T.Price, Int. J. Fract., Vol. 9, No. 2, p. 199(1973).
- 〔2〕 坂田 勝, I. Finnie, 日本機械学会論文集, Vol. 41, No. 344, p. 1089(1975).
- 〔3〕 R.D. Nicholson and C.L. Formby, Int. J. Fract., Vol. 11, No. 4, p. 595(1975).
- 〔4〕 小寺沢良一, 岩田泰男, 材料, Vol. 24, No. 267, p. 1114(1975).
- 〔5〕 大谷隆一, 新田明人, 材料, Vol. 25, No. 275, p. 746(1976).
- 〔6〕 K.Sadananda and P.Shahinian, Metal. Trans. A, Vol. 8A, p. 439(1978).
- 〔7〕 C.B.Harrison and G.N.Sander, Eng. Fract. Mech., Vol. 3, No. 4, p. 403(1971).
- 〔8〕 大谷隆一, 土井健志, 中村貞行, 新田明人, 材料, Vol. 22, No. 234, p. 291(1973).
- 〔9〕 J.D.Landes and J.A.Begley, ASTM STP 590, p. 128(1976).
- 〔10〕 M.P.Harper and E.G.Ellison, J. Strain Analysis, Vol. 12, No. 3, p. 167(1977).
- 〔11〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol. 43, No. 369, p. 1577(1977).
- 〔12〕 R.Koterazawa and T.Mori, Trans. ASME, Ser. H, Vol. 99, No. 4, p. 298(1977).
- 〔13〕 大谷隆一, 中村貞行, 材料, Vol. 25, No. 275, p. 738(1976).
- 〔14〕 J.R.Rice and G.F.Rosengren, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, No. 1, p. 1(1968).
- 〔15〕 J.W.Hutchinson, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, No. 1, p. 13(1968).
- 〔16〕 J.W.Hutchinson, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, No. 5, p. 337(1968).
- 〔17〕 岡村弘之, 破壊力学と材料強度講座 1, 線形破壊力学入門, p. 217(1976).
- 〔18〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol. 44, No. 382, p. 1831(1978).
- 〔19〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol. 47, No. 416, p. 400

(1981).

〔20〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol.42, No.354, p.350

(1976).

〔21〕 P.Shahinian and M.R.Achter, Trans. ASM, Vol.51, p.244(1959).

〔22〕 R.Ohtani, IUTAM 3rd Symp., Creep in Structure, p.542(1981).

〔23〕 後藤 徹, 京都大学学位論文 (1981).

〔24〕 田村 学, 井原義人, 火力発電, Vol.13, No.8, p.901(1980).

〔25〕 通商産業省公益事業局火力課監修, 発電用火力設備の技術基準, 火力発電技術協会発行(1972).

〔26〕 K. Sadananda and P.Shahinian, Met.Trans.A, Vol.14A, p.1467(1983).

第4章 時間依存性疲労き裂伝ば

4. 1 緒 言

本章では、高温疲労における時間依存性のき裂伝ばが広義のクリープき裂伝ばに他ならないことを明らかにする。

応力一定条件下の静クリープき裂伝ばについては、すでに第3章で述べた。しかし、応力変動がある場合の時間依存性疲労き裂伝ば速度は、同一温度、同一応力、同一き裂長さにおける静クリープき裂伝ば速度と異なる場合がある。したがって、表面上は静クリープき裂伝ばと時間依存性疲労き裂伝ばが別種の現象であるかのように見える。そこで、本章では、時間依存性疲労き裂伝ばについて詳細な実験的検討を行い、時間依存性疲労き裂伝ば則を明らかにするとともに、静クリープき裂伝ばに関する検討結果を基に応力変動の効果を明らかにして、時間依存性疲労き裂伝ばの機構と力学を検討する。

第3章において検討したとおり、静クリープき裂伝ば速度の支配力学的量としてはクリープJ積分 J^* が有効であることが明らかになった。これは、き裂伝ば速度がき裂先端近傍のクリープひずみ速度場に律速されており、その速度場の強さがクリープJ積分に代表されるからであった。そこで、4. 2節では、ニッケルメッシュを貼付した試験片を用いて時間依存性疲労き裂伝ば試験を行い、き裂先端近傍のひずみの経時変化を実測してき裂伝ば速度とき裂先端近傍のクリープひずみ速度の関係について検討する。

一方、応力変動は次の①および②により、き裂先端のひずみ速度を過渡的に変化（増加）させる効果を有している。

①引張り負荷の瞬間の弾（塑）性応力分布から定常クリープ応力分布への遷移〔1, 2〕

②除荷または圧縮期間中の組織回復によるクリープ変形特性の変化。

そこで、4. 2節において①、②の詳細について解説するとともに、4. 3節において、き裂伝ばに及ぼす①の影響について検討する。また、4. 4節ではき裂伝ばに及ぼす②の影響について考察する。

また、前章に示したように、クリープき裂伝ばには多くの影響因子がある。4. 5節では、時間依存性疲労き裂伝ばに及ぼす応力保持時間、応力比、圧縮クリープ変形等の諸因子の影響について検討を進める。さらに、6種の耐熱合金のき裂伝ば速度とクリープJ積分の関係についても比較検討する。

静クリープき裂伝ば速度と時間依存性疲労き裂伝ば速度の相違については、①および②以外の原因も考えられる。そこで、4. 6節においては、静クリープき裂伝ばと時間依存性疲労き裂伝ばの総合的な比較検討を行い、①、②以外の因子による両者の相違について考察する。

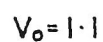
4. 2 き裂先端近傍のひずみ測定に基づく 時間依存性疲労き裂伝ば特性の検討

4. 2. 1 試験方法

供試材は、第2章および第3章（2. 2節，3. 3節）で用いたものと同じ0. 16% C低炭素鋼（S15C）である。試験片形状はFig. 4-1（Fig. 2-1（a）と同じ）に示した薄肉円筒型であり、平行部中央に円孔を設けた後、歯やすりで鋭い切欠きを導入した。さらに、き裂先端近傍のひずみを測定するため、電子線回折用ニッケルメッシュ（間隔50 μm ）を試験片表面に押し付け、1173 K（900℃），1時間の真空焼なましと同時に焼きつけた（3. 3. 1参照）。試験の任意のサイクルにおいてき裂先端近傍を15秒ごとにカメラで撮影し、ネガを120倍に引き伸ばしてメッシュ間隔を測定した。これよりひずみの変化を求めた。ひずみは、引張り・圧縮軸方向100 μm を標点間隔とする真ひずみである。

試験装置は、高周波誘導加熱器を具備した電気油圧サーボ方式の引張り圧縮疲労試験機である。試験片平行部10 mmの温度分布およびその時間変化は ± 5 K以内である。き裂長さ $2l$ は約40倍の測微顕微鏡で測定し、き裂伝ば速度 dl/dN は $l-N$ 曲線のこう配より求めた。

試験は公称応力制御（荷重制御）で行い、応力波形はFig. 4-2に示す方形波を用いた。 応力条件等の詳細をTable 4-1に示す。 なお、試験温度は673 K



(400℃)であり、大気中で試験を行った。

4. 2. 2 試験結果および考察

4. 2. 2. 1 き裂先端ひずみの測定

Fig. 4-3は、最大応力 $\sigma_{max} = 226 \text{ MPa}$ (23 kgf/mm^2)、応力比 $R = -1.09$ (この場合、ひずみが完全両振りとなる)、応力保持時間 $t_H = 1$ 分の試験におけるき裂先端近傍軸方向ひずみの1サイクル中の変化を示す。き裂先端近傍では引張り応力保持期間中に遷移クリープ曲線に似たクリープひずみの増加が観察される。ただし、この応力レベルでは圧縮時にき裂閉口は認められない。低応力レベルでは、き裂閉口が認められる場合がある。

Fig. 4-4にき裂先端近傍の破壊ひずみ ϵ_f 、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ およびひずみこう配 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ とき裂半長 l の関係を示す。ただし、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ は引張り応力保持終了前の15秒間のひずみ速度であり、 ϵ_f と $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ は応力保持終了時の値を採用した。これら ϵ_f 、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ および $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ 値は第3章(3.3節)と同様の方法で求めた。

ϵ_f の値は R 値が小さくなるとともに減少するものの、各試験においてはき裂伝ば中一定である。つまり R 一定の各試験において ϵ_f 一定のき裂伝ば条件が満たされている。

l の増加とともに $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ は減少する(3.3節参照)。しかし、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ に比べてその変化は小さい。また、 $R = -1.09$ を除けば静クリープ ($R = 1$) と時間依存性疲労の間に $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$ の相違は認められない。

一方、 $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ は顕著な R 依存性を示しており、 R が小さくなるほど $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ は大きくなる。特に、静クリープ ($R = 1$) に比べて変動応力下 ($R < 1$) では $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ が著しく大きくなることが注目すべき点である。 l に対する変化は R が小さくなるほど穏やかである。

4. 2. 2. 2 き裂伝ば速度とひずみ速度の関係

次にき裂伝ば速度 dl/dt または dl/dN と l の関係を Fig. 4-5に示す。ただし、 dl/dt は次式より求めた。

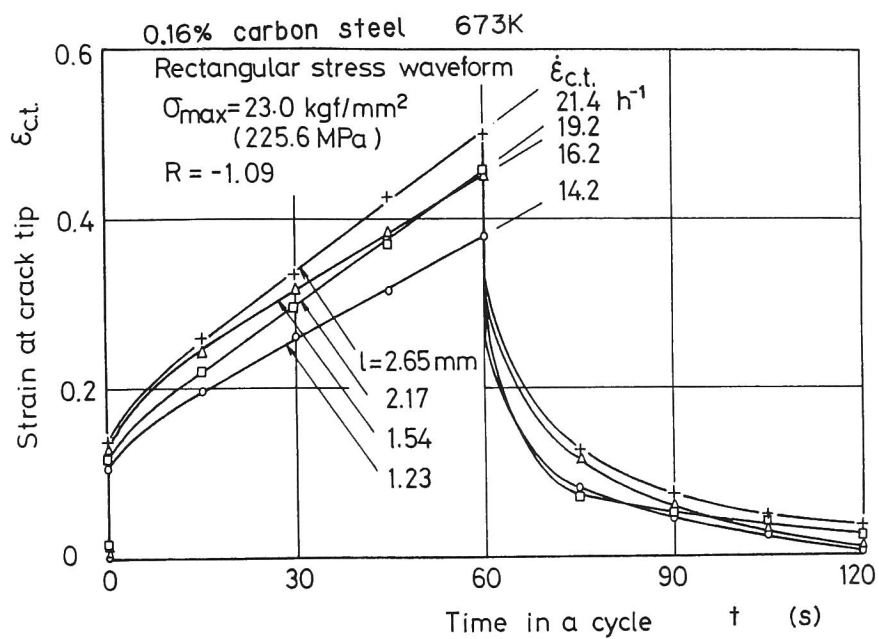


Fig. 4-3 Strain at crack tip in a cycle.

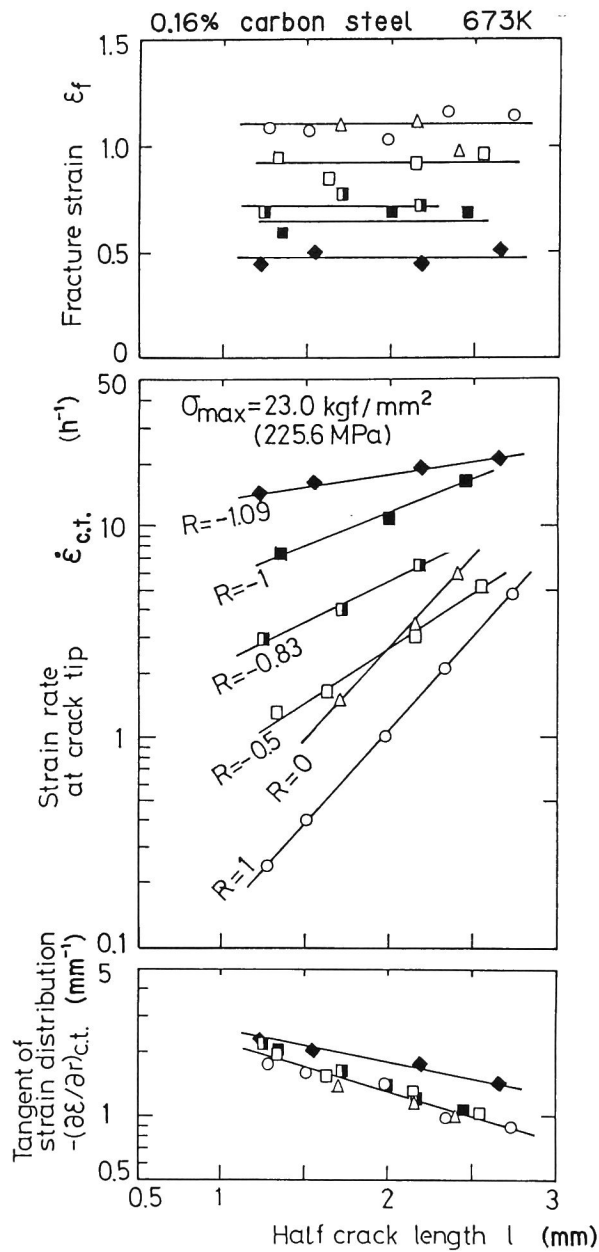


Fig. 4-4 Fracture strain, ϵ_f , strain rate, $\dot{\epsilon}_{c.t.}$, and strain gradient, $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c.t.}$, at crack tip.

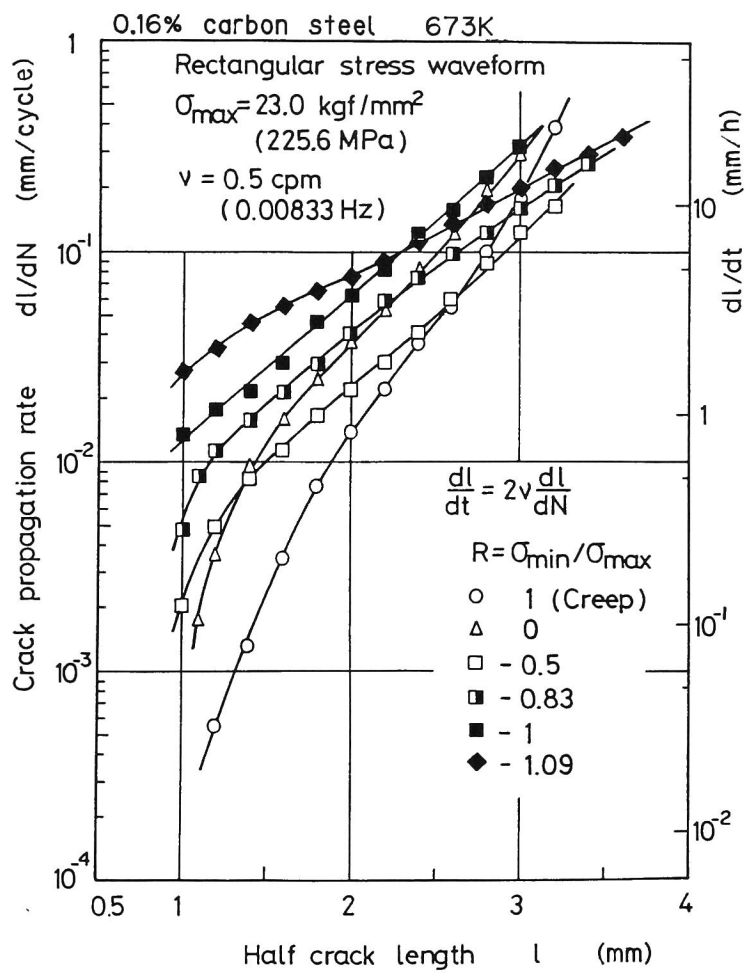


Fig. 4-5 Crack propagation rate, dl/dt .

$$dl/dt = 2\nu dl/dN \quad (4-1)$$

dl/dt の R 依存性は、F i g. 4-4 に示した $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ の R 依存性と同傾向を示している。すなわち、き裂が長くなって不安定破壊に近づかない限り、 $R = 1$ 、静クリープの dl/dt が最も小さく、 R が 1 より -1 へ変化する（両振りに近づく、あるいは圧縮応力が増加する）につれて dl/dt が増大する。この原因を明らかにするため dl/dt と $\dot{\epsilon}_{c,t.}/-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ の関係を F i g. 4-6 に示す。繰返し応力下クリープにおいても静クリープ〔3, 4〕と同様

$$dl/dt = \dot{\epsilon}_{c,t.}/-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.} \quad (4-2)$$

が成立している。これより、繰返し応力条件下においても静クリープと同様のき裂伝ば挙動を示すことがわかる。

ここで、 $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ の R と l に対する変化が小さいことと式（4-2）を考え合わせると、 dl/dt は $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ と良い対応関係を有することになる。そこで、F i g. 4-7 にこの関係を示す。なお、図中には $\sigma_{max} = 186 \text{ MPa}$ (19 kgf/mm^2) と 167 MPa (17 kgf/mm^2) の結果も併せて示した。図より、 dl/dt は $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ に律速されていることが明らかである。また、時間依存性疲労の dl/dt - $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ 関係と図中に破線で示した静クリープの dl/dt - $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ 関係はほぼ一致している。これは、両者のき裂伝ば機構は同じであることを示している。つまり、時間依存性疲労き裂伝ばの支配力学量としては、静クリープの場合と同様にき裂先端近傍のひずみ速度場の強さを代表するものが有力であることになる。そこで、付録の式（30）～（34）に示した J^* 値簡便評価式〔5〕に基づき、静クリープ試験によって得られた定常クリープ速度と応力の関係を用いて求めた J^* を定常クリープ J 積分 J_{st}^* と称することにする。 J_{st}^* は、その評価式から明らかなように、 B と n が定まれば応力 σ とき裂長さ l のみに依存する。ところが、F i g. 4-5 に示したように、同一応力、同一き裂長さにおいても同一の dl/dt は得られていない。つまり、 dl/dt は J_{st}^* と良い対応関係を有していないことが明らかである。同じことが、 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ と J_{st}^* の関係についても言える（F i g. 4-4）。

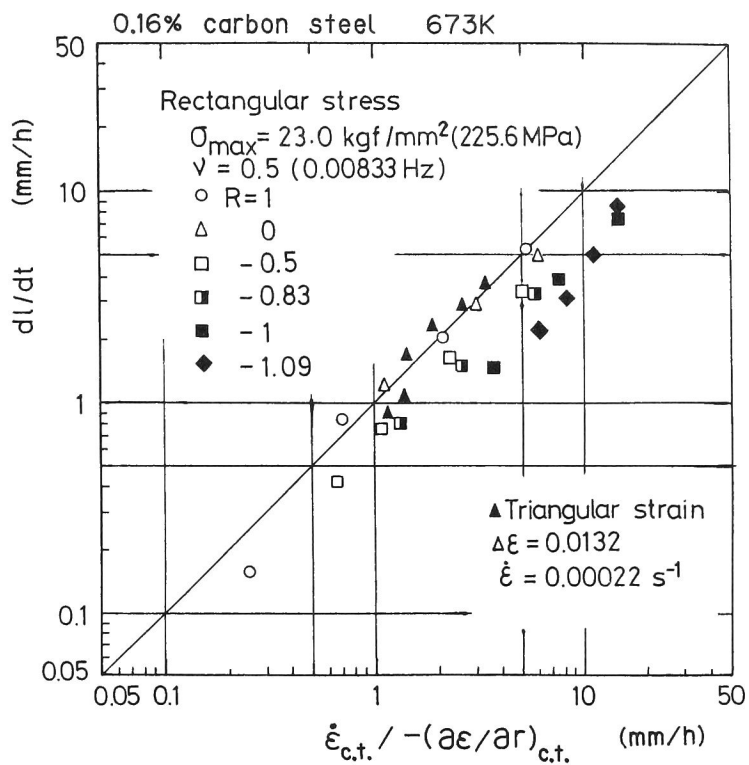


Fig. 4-6 Comparison of $\dot{\epsilon}_{c.t.} / -(\partial \epsilon / \partial r)_{c.t.}$ with dl/dt .

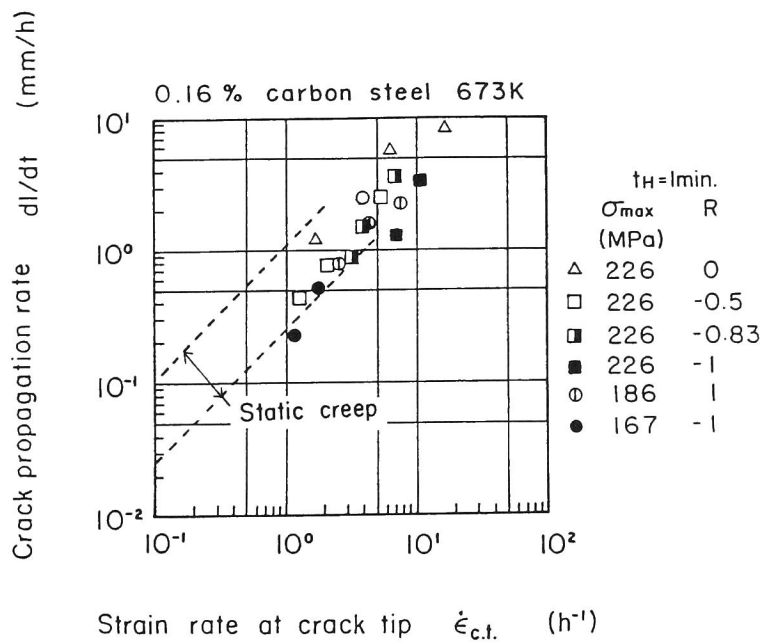


Fig. 4-7 Relationship between crack propagation rate, dl/dt , and strain rate at crack tip, $\dot{\epsilon}_{c.t.}$.

4. 2. 2. 3 き裂伝ば速度の加速原因

このように、時間依存性疲労き裂伝ば速度およびき裂先端近傍のひずみ速度が静クリープより加速される原因として、

- ① 小規模クリープから大規模クリープ（全面クリープ）への遷移〔1，2〕
- ② 除荷あるいは、圧縮時の組織回復に起因する再引張り時のクリープ速度の加速が考えられる。以下に、これらについて簡単に説明を加える。

負荷される引張り応力が充分低い場合や大型構造物のように部材寸法が非常に大きい場合には、応力負荷の瞬間にき裂先端近傍以外では弾性変形が支配的となることがある（F i g. 4-8（1））。つまり、応力分布は線形弾性応力分布となる。ところが、クリープ温度域では時間の経過に伴ってクリープひずみが発生する。このクリープひずみは高応力部であるき裂先端近傍で最も速やかに発生するため、その部分に応力再分布が起こるとともに、クリープ域が時間とともに拡大する（F i g. 4-8（2）（3））。その後、充分時間が経過すると、リガメント部の大部分または全面においてクリープ変形が支配的となり（F i g. 4-8（4））、定常なクリープ応力分布となる。本論文では、クリープ変形の支配的な領域がき裂先端近傍に限定されている場合（F i g. 4-8（2））を小規模クリープ（SSC）と称し、その領域が大きい場合（F i g. 4-8（4））を大規模クリープ（LSC）または全面クリープ（GC）と称する。SSCからLSCへの遷移途上では、き裂先端近傍の応力場およびひずみ速度場の強さは、LSC状態のそれより過渡的に大きくなる〔1，2〕。この遷移は、静クリープの負荷初期においても発生する。しかし、一般の金属材料では遷移に要する時間は非常に短いため、き裂伝ばのごく初期を除き問題とはならない。一方、時間依存性疲労では、負荷サイクルごとに遷移が繰り返されるためその影響は無視しえないことがある。これが①の原因である。

次に②について説明する。材料の変形抵抗となる転位運動の障害は、熱活性化を受けない長範囲のものと熱活性化を受ける短範囲のものに分けられる。前者を克服するための応力が内部応力であり、後者のそれが有効応力である。材料のクリープ速度は、有効応力のみによって律速されている〔6-8〕。定常クリープ状態では、内部応力が一定であり、有効応力は定常であるためクリープ速度も一定となる。しかし、変動応力条件下では、圧縮または除荷中に内部応力が減少（回復）し、続く引張り負荷時には内部応力が定常値に達するまで過渡的に有効応力が高くなる。したがって、クリープ速度が過渡的に加速さ

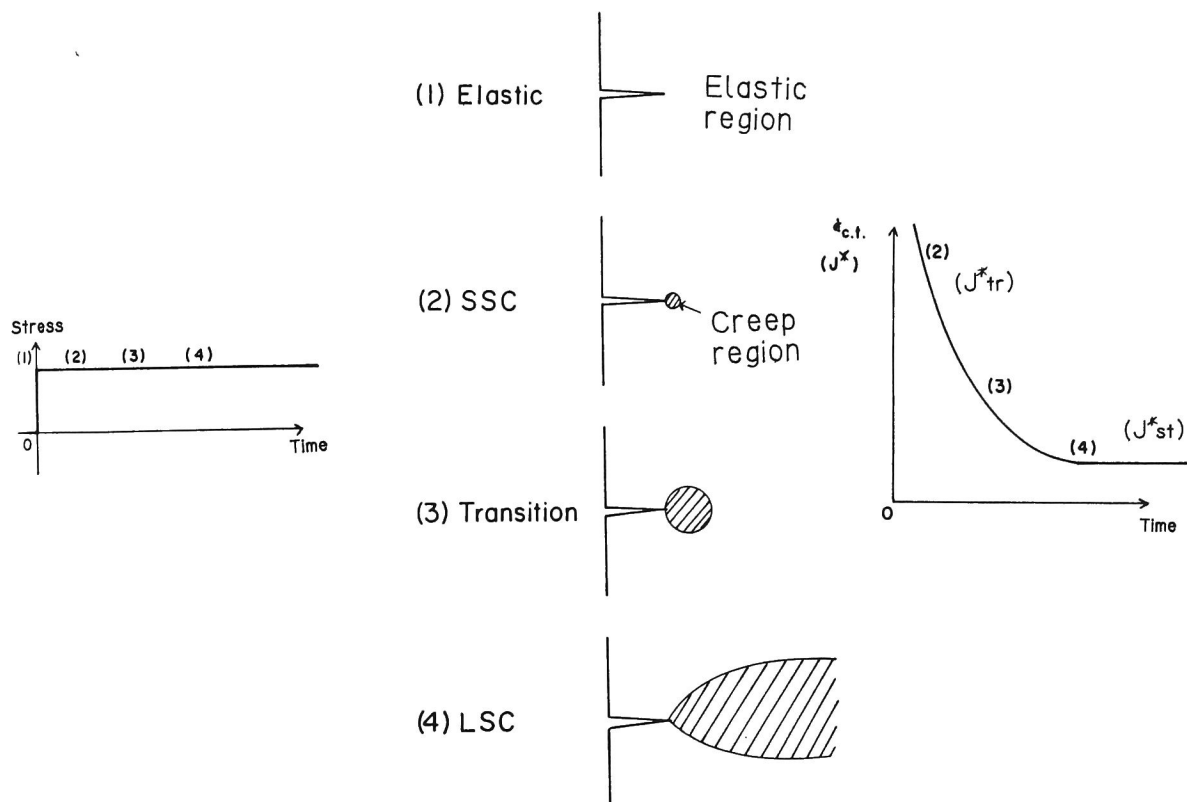


Fig. 4-8 Schematic figure showing transition from small scale creep to large scale creep.

れる (F i g. 4-9 左図)。このクリープ速度の加速により、き裂先端近傍のひずみ速度場の強さも過渡的に大きくなる (F i g. 4-9 右図)。本節で述べた 0.16% C 低炭素鋼の場合は、4.4 節で述べるように②の要因によるものが大きいと考えられる。

ここで、①は応力分布のない平滑材では現れない力学的現象であるが、②は材料組織学的因子に起因するものであり、平滑試験片でも認められる。ただし、①、②とも応力急増後のしばらくの間に現れる過渡現象であり、負荷サイクルの周期が短いほどその影響は大きく、周期が長くなると定常後の時間が長くなるため影響は小さくなる。表面的には両者によるき裂先端近傍のひずみ速度の変化傾向は類似しているため、その分離は容易ではない。

①、②による dl/dt の加速について、それぞれ 4.3 および 4.4 節に述べる。

4.3 小規模クリープから大規模クリープへの遷移による時間依存性き裂伝ば速度の加速

4.3.1 試験方法

供試材は、2.3 節および 3.4 節で用いたものと同じ鍛造ニッケル基超合金インコネル 718 である。化学成分および機械的性質の詳細は T a b l e 2-4 と 2-5 を参照されたい。A 材 (細粒材) と B 材 (粗粒材) の機械的特性に大きな差はない。なお、両材の 923 K (650℃) における縦弾性係数は、 1.65×10^5 MPa であり、静クリープにおける応力 σ (MPa) と最小ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ (h^{-1}) の関係 (N o r t o n 則) は次式で表される。

$$\dot{\epsilon} = 1.22 \times 10^{-46} \sigma^{15.0} \quad (4-3)$$

また、B 材の 923 K (650℃) における引張り試験結果より、応力 σ と塑性ひずみ ϵ_{pl} の関係は次式で表される。

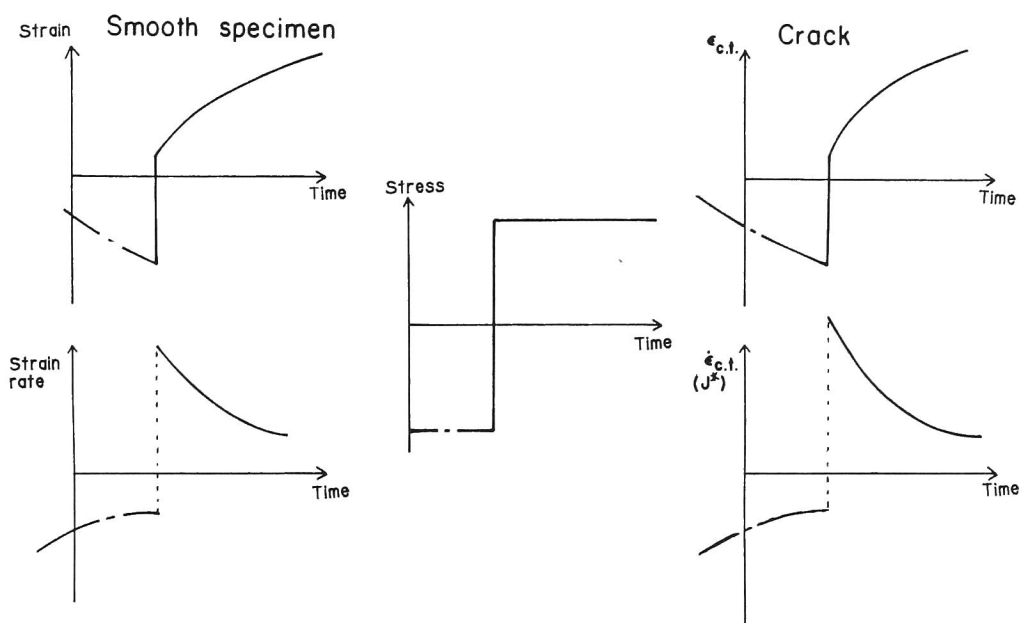


Fig. 4-9 Schematic figure showing transient creep caused by dynamic recovery.

$$\varepsilon_{pl} = 5.86 \times 10^{-46} \sigma^{14.3} \quad (4-4)$$

試験片は、F i g. 4-10に示す薄肉中空円筒型であり、平行部中央に0.8mm径の円孔切欠きを設けている。なお、疲労試験機用試験片（F i g. 4-10（a））の一部には切欠きを含む試験片軸方向（標点間距離10mm）に金属小片をスポット溶接し、これに伸び計を押し当てて軸方向変位を測定した。

試験装置は、高周波誘導加熱の電気油圧サーボ方式疲労試験機とたて割炉を有する単一レバー式クリープ試験機を用いた。前者では、F i g. 4-10（a）に示した試験片を用いて両振り（応力比 $R = -1$ ）で応力保持時間 t_H が1時間以下の試験を実施し、き裂長さは試験中随時測定した。一方、後者では、F i g. 4-10（b）に示した試験片を用いてジャッキにより負荷・除荷を行い、 t_H が24時間以上の片振り（ $R = 0$ ）の試験を実施した。この場合には、任意の繰返し数の応力保持終了時に試験を中断してき裂長さを測定した。なお、いずれもき裂長さ測定には測微顕微鏡を用いた。

試験はすべて923K（650℃）、大気中、公称応力制御で行い、応力波形としてはF i g. 4-11に示す2種類の波形を用いた。試験条件は、T a b l e 4-2に示すように応力波形、応力保持時間等を系統的に組み合わせており、特に最大応力 σ_{max} が490MPa（50kgf/mm²）の試験では t_H を1分から160時間まで広範囲にとっている。なお、静クリープ試験（B材、試験番号S1）は疲労試験機により中断することなく行った。

4. 3. 2 試験結果および考察

F i g. 4-12に試験番号CC1（B材、応力保持時間10分）のき裂半長 $l = 1$ mmにおける荷重 P と変位 V のヒステリシス・ループを示す。応力変動時の P - V 関係はほぼ線形であり、しかも応力保持期間中のクリープ変形は非常に小さい。破面には粒界破壊が認められる（F i g. 4-13）ことを考え合わせると、き裂先端近傍に集中したクリープ変形によりき裂が伝ばしたことを示唆している。

次に、き裂伝ば速度 dl/dt と定常クリープJ積分 J_{st}^* の関係をF i g. 4-14に

Table 4-2 Test conditions in section 4.3.

Material A		Test temperature 923K						
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
CC11	cc	441	-1	1	600	1	600	▽
CC12	cc	490	-1	1	600	1	600	▣
CC13	cc	490	-1	1	60	1	60	□
CC14	cc	490	-1	1	3600	1	3600	■

Material B								
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
CP1	cp	392	-1	1	600	1	0	●
CP2	cp	441	-1	1	600	1	0	▼
CC1	cc	441	-1	1	600	1	600	▽
CC2	cc	490	-1	1	600	1	600	▣
CC3	cc	490	-1	1	60	1	60	□
CC4	cc	490	-1	1	3600	1	3600	■
C1	cp	490	0	—	86400	—	0	◇
C2	cp	490	0	—	576000	—	0	◆
C3	cp	520	0	—	172800	—	0	+
S1	static creep	637	1	—	—	—	—	×

R : Stress ratio ($=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)

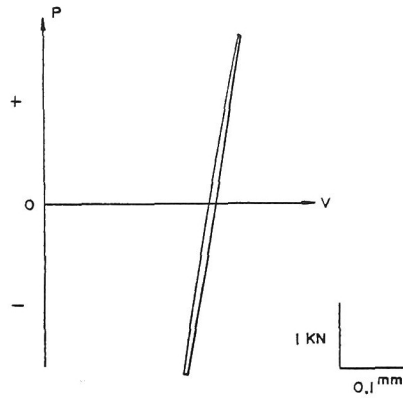


Fig. 4-12 Hysteresis loop of load, P , and displacement, V (CC1, $l=1\text{mm}$).

Direction of crack propagation



10 μm

Fig. 4-13 Fractograph at $l=1.0\text{mm}$ in CC1 of IN 718.

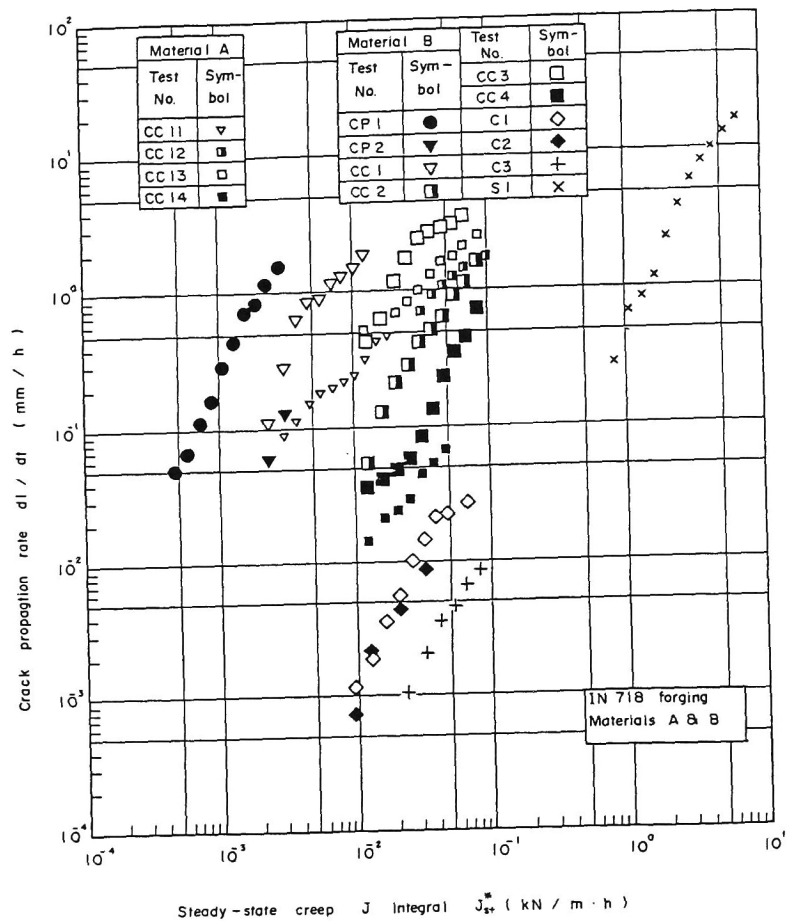


Fig. 4-14 Relationship between dl/dt and J_{st}^* in time-dependent fatigue of Inconel 718.

示す。ただし、 J_{st}^* は付録式(30)～(34)により評価した。この際、 B と n は静クリープ試験により得られた式(4-3)の値を採用した。図より、以下のことがわかる。

- (1) dl/dt は J_{st}^* と統一的な一価関係を示さない。
- (2) 静クリープ(試験番号S1)および引張り応力保持時間の長い疲労試験結果(試験番号C1、C2、C3)のみに着目すれば、 dl/dt は J_{st}^* と比較的良い対応関係を示す。
- (3) 引張り応力保持時間が短くなるとともに、同一 J_{st}^* 値に対する dl/dt は大きくなる傾向がある。
- (4) A材の dl/dt は同一条件下におけるB材の dl/dt より少し小さい値となる傾向があるが、その差は小さい。

つまり、本試験条件下においても、前節に示した0.16% C低炭素鋼と同様、応力変動によるき裂伝ば速度の加速が認められる。

一方、 dl/dt と最大応力拡大係数 K_{max} の関係をFig. 4-15に示す。同図より、以下のことがわかる。

- (ア) dl/dt は K_{max} と統一的な一価関係を示さない。
- (イ) 引張り応力保持時間が短い場合として、 t_H が1分の試験結果(試験番号CC3、CC13)と10分の試験結果(試験番号CP1、CP2、CC1、CC2、CC11、CC12)に着目すると、 dl/dt は K_{max} と比較的良い対応関係を示す。
- (ウ) t_H が長くなるとともに、同一 K_{max} 値に対する dl/dt は小さくなる傾向がある。

さて、Fig. 4-12に示したヒステリシス・ループより、引張り応力が負荷された瞬間には弾性応力場が支配的であり、引張り応力保持期間中には前節で示した小規模クリープから大規模クリープへの遷移によるき裂先端近傍の過渡的なひずみ速度の加速が起こっていると考えられる。一定荷重下のクリープあるいは方形応力波形疲労における応力保持開始後に遷移が完了して定常クリープ応力分布となる遷移時間 t_{tr} は次式で与えられる〔1〕。

$$t_{tr} = \frac{K^2}{(n+1)EJ^*} - t_{pl} \quad (4-5)$$

ここで、 K は弾性応力拡大係数、 n はNorton則のクリープ指数、 E は縦弾性係数、 J^* はクリープJ積分、 t_{pl} は次式より求められる引張り応力負荷時の塑性ひずみの影響を

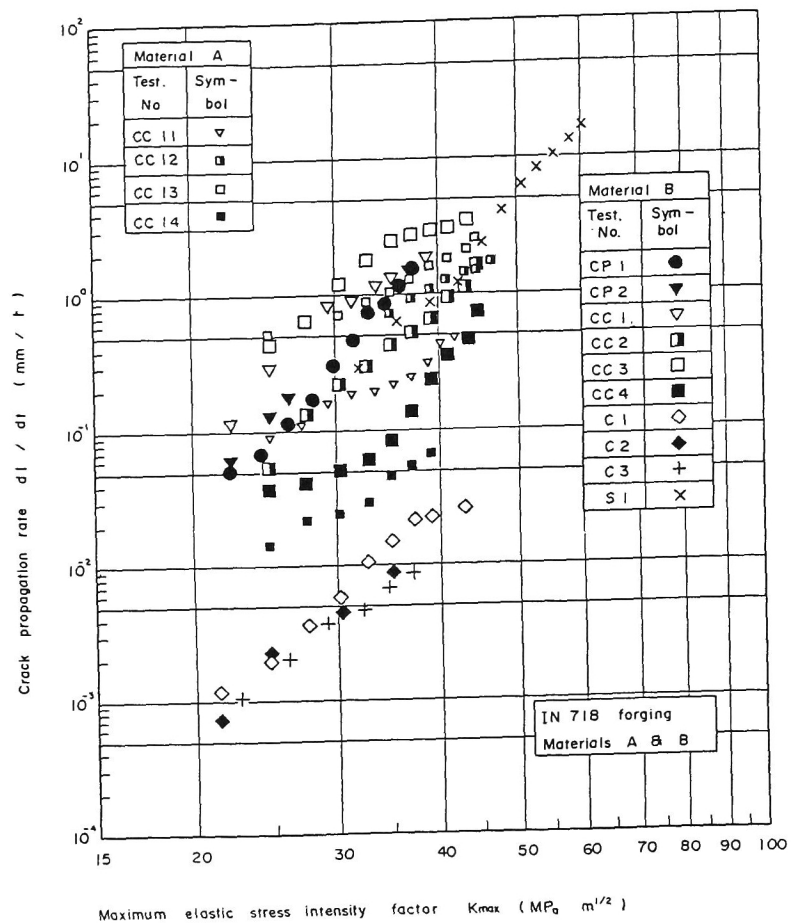


Fig. 4-15 Relationship between dl/dt and K_{max} in time-dependent fatigue of Inconel 718.

表す特性時間である。

$$t_{pl} = \frac{A}{(n+1)B} \quad (4-6)$$

ただし、

$$\varepsilon_{pl} = A\sigma^n \quad (4-7)$$

また、 B はNorton則の係数である。式(4-3)、(4-4)、(4-6)、(4-7)より、 B 材の本試験条件における t_{pl} は約18分となった(※)。そこで、

$$t_{pl} = 18 \text{ min.}, \quad J^* = J_{st}^* \quad (4-8)$$

を式(4-5)に代入して得られた t_{tr} をFig. 4-16に示す。この図は、応力 σ_{max} が低い場合ほどSSCからLSCへの遷移時間 t_{tr} が長くなる様子および、き裂長さ l が長くなると t_{tr} が少し減少する様子を示している。図より、 $\sigma_{max} = 490 \text{ MPa}$ では t_{tr} は8～20時間程度である。本試験では、 $\sigma_{max} = 490 \text{ MPa}$ における応力保持時間は1分～160時間と広い範囲にわたっている。Fig. 4-17に示した $l = 2.0 \text{ mm}$ における t_H/t_{tr} より、C1、C2、C3を除くと t_H は t_{tr} より小さいことがわかる。すなわち、本試験はSSCの影響を強く受けている。遷移中のき裂先端近傍の応力場およびひずみ速度場は、次のように表される〔1, 2, 9-13〕。

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{J_{tr}^*}{I_n B r} \right)^{1/(n+1)} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta) \quad (4-9)$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = B \left(\frac{J_{tr}^*}{I_n B r} \right)^{n/(n+1)} \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta) \quad (4-10)$$

ここで (r, θ) はき裂先端を原点とした極座標、 I_n は n の関数、 $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta)$ および $\tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta)$ は θ の関数、 J_{tr}^* は小規模クリープから大規模クリープへの遷移条件下のクリ

(※) A材の t_{pl} は不明であるが、両材の機械的な性質に大きな差はないのでここではA材の t_{pl} も18分として以下の議論を進めた。

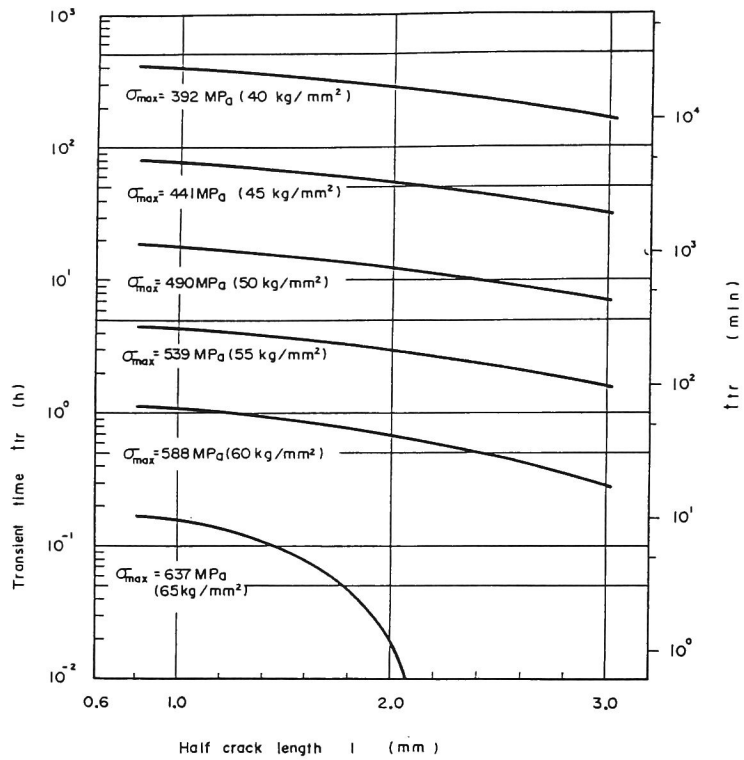


Fig. 4-16 Transient time from small scale creep to large scale creep.

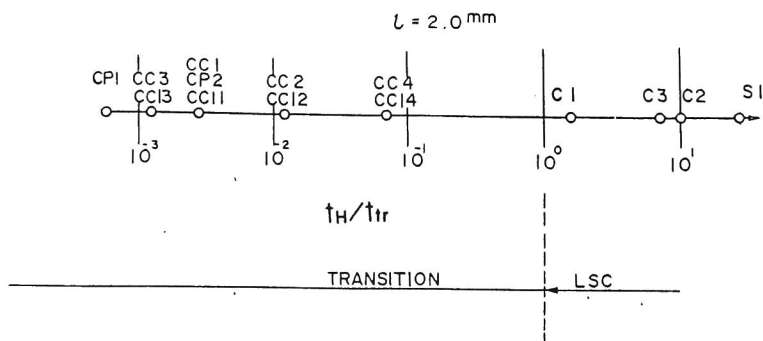


Fig. 4-17 Ratio of tension stress hold time, t_H , to transient time, t_{tr} .

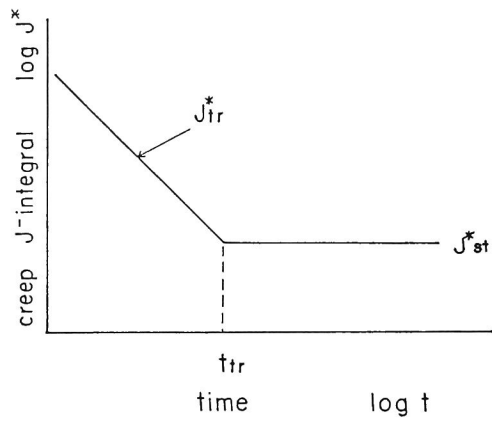
ープJ積分であり、保持中の引張り荷重一定の場合には、式（4-5）より明らかなように、

$$J_{tr}^* = \frac{K_t^2}{(n+1)E(t+t_{pl})} \quad (4-11)$$

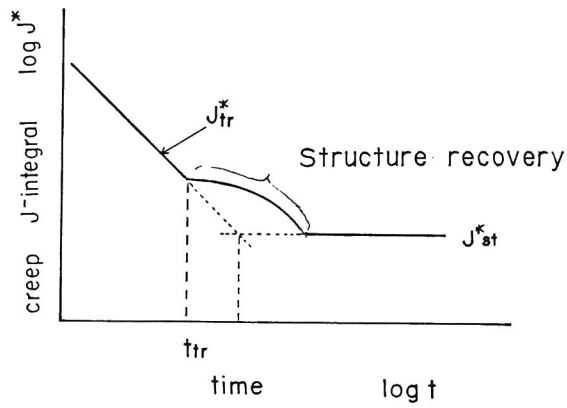
より求められる〔1〕。つまり、遷移条件下におけるき裂先端近傍のひずみ速度場の強さは線形応力拡大係数によって表され、かつ時間にも依存して $K_t^2/E(t+t_{pl})$ にしたがって低下することに注意を要する。Fig. 4-15に示した dL/dt はこの J_{tr}^* と定性的に良く対応していることがわかる。

ここで、さらに詳細に検討すると、クリープJ積分の時間的变化はFig. 4-18のようになる。Fig. 4-18（a）は、遷移終了後に定常クリープ状態となる場合である。SSCの効果による実際の J^* の変化をより正確に表せば、 J_{tr}^* から J_{st}^* に次第に移行する丸味のある曲線となるが、ここではそれを模式的にFig. 4-18（a）のように表すこととする。これに対して、Fig. 4-18（b）はSSCからLSCへの遷移後、組織回復による J^* の加速が現れた後に定常クリープへ移行する場合を示している。この組織回復による J^* の加速はLSC下におけるものである。図に示すようにSSCからLSCへの遷移時間 t_{tr} は、式（4-11）より求められる J_{tr}^* と J_{st}^* の交点より左方（短時間側）に移動し、 t_{tr} 以降はLSC下の組織回復の影響による J^* の変化が現れる。

本試験片の初期切欠き（弾性応力集中係数 $K_t = 2.94$ ）の公称応力673MPaにおける小規模クリープから大規模クリープへの遷移時間は約0.6時間である〔14, 15〕。静クリープ（S1）では切欠き底から0.1mmのき裂が発生するまでに60時間以上を要している。つまりS1ではき裂は定常クリープ状態で伝ばしたことになる。 $t_H/t_{tr} = 10$ のC2、C3の $dL/dt \sim J_{st}^*$ 関係は、S1の同関係とほぼ一致している。さらに、C1における t_H/t_{tr} 値は1.5前後であるが、その $dL/dt \sim J_{st}^*$ 関係はC2、C3、S1の $dL/dt \sim J_{st}^*$ 関係のやや上方に位置するものの、その差は小さい。これは、本試験の場合には小規模クリープから大規模クリープへの遷移終了後の回復によるクリープJ積分の加速が小さいことを示している。換言すれば、本試験条件下ではクリープJ積分はFig. 4-18（a）の変化となっていると考えられる。一方、次節で示す0.16% C低炭素鋼の場合はFig. 4-18（b）の変化であり、しかも t_{tr} が極め



(a) Transition from small scale creep to steady state (large scale) creep.



(b) Transition from small scale creep to recovery induced transient (large scale) creep.

Fig. 4-18 Schematic diagram showing the change of creep J-integral under the transition from small scale creep to large scale creep.

て短いため dl/dt および J^* には組織回復による影響が大きく現れている。

次に、遷移によるクリープ J 積分の加速を考慮したパラメータを考え、これによる dl/dt の整理を試みる。パラメーターとして

$$\bar{J}^* = \frac{1}{t_H} \int_0^{t_H} J^* dt \quad (4-12)$$

で定義される時間平均クリープ J 積分 \bar{J}^* を考える。ただし、 J^* は

$$J^* = J_{tr}^* \quad (t \leq t_{tr}) \quad (4-13)$$

$$J^* = J_{st}^* \quad (t > t_{tr}) \quad (4-14)$$

である。 \bar{J}^* は引張り応力保持期間中のクリープ J 積分の平均的な大きさを表すパラメータである。また、 t_H が短くてクリープ変形が支配的な領域が充分拡がらない場合 ($t_H \ll t_{tr}$) には、 \bar{J}^* は K_{max} に比例する。逆に、 t_H が充分長く、定常クリープ状態が t_H の大半を占める場合 ($t_H \gg t_{tr}$) には、 \bar{J}^* は J_{st}^* に一致する。Fig. 4-19 に dl/dt と \bar{J}^* の関係を示す。図より、 dl/dt は \bar{J}^* と良い対応関係を有することが明らかである。つまり、小規模クリープから大規模クリープへの遷移により過渡的に加速されたき裂先端近傍の強さを代表するクリープ J 積分を用いれば、遷移条件下のき裂伝ば速度を統一的に整理することができる。

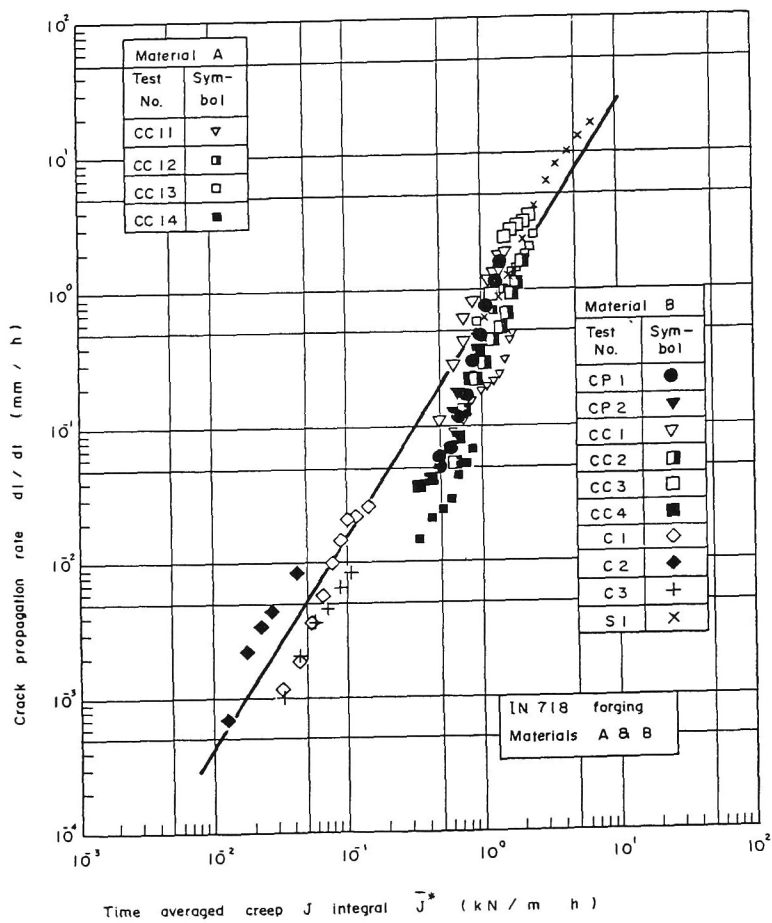


Fig. 4-19 Relationship between dl/dt and \bar{J}^* in time-dependent fatigue of Inconel 718

4. 4 組織回復による時間依存性き裂伝ばの加速

4. 4. 1 クリープ J 積分範囲

まず、クリープ J 積分 J^* の引張り半サイクルの時間集積値としてクリープ J 積分範囲 ΔJ_c を次式で定義する。

$$\Delta J_c = \int_0^{t_1} J^* dt \quad (4-15)$$

t_1 は引張り半サイクルの時間である。ここで、

$$dL/dt = C_c J^* \quad (4-16)$$

が成立しているとする、両辺を引張り半サイクルに対して時間積分して

$$dL/dN = C_c \Delta J_c \quad (4-17)$$

が得られる。高温疲労では、き裂伝ば速度は dL/dN (1 サイクルあたりのき裂伝ば量) として求められる。したがって、時間依存性疲労き裂伝ばについて論ずる場合には、式 (4-16) より式 (4-17) の方が使い易い場合が多い。また ΔJ_c は疲労 J 積分範囲 ΔJ_f と同単位であるため、繰返し数依存性疲労と時間依存性疲労のき裂伝ば抵抗の相違の検討や次章で述べるクリープ疲労相互作用の検討に適している。本節で述べる 0.16% C 低炭素鋼の場合、クリープき裂伝ばでは式 (4-16) が成立しているため、式 (4-16) または (4-17) のどちらを用いて検討しても結果は同じであるが、次章以後の便宜を考えて、本節では $dL/dN - \Delta J_c$ 関係を中心に説明する。

ここで、まず高温疲労き裂伝ばにおける荷重-き裂中央開口変位曲線の面積を用いて実験的に値を求める ΔJ_c (および ΔJ_f) の簡便評価法を示す。

4. 4. 1. 1 一般応力波形の場合

Fig. 4-20 (a) に示すヒステリシス・ループは時間依存性ひずみと非時間依存性ひずみとが重畳して繰り返される場合に、中央き裂材において一般に得られる荷重 P とき裂中央開口変位 V に関する閉じた安定なヒステリシス・ループの模式図である。き裂中央開口変位 V も非時間依存性のもの V_p と時間依存性のもの V_c から構成されていると考えられる。同図中の破線はこのときの P - V 曲線に対する P - V_p 曲線であって、これは疲労試験中任意の繰り返し数段階において 1 サイクルだけ V_c が生じない程度に速い速度で変形させる操作を挿入することによって得られると考える。したがって、 P - V 曲線と P - V_p 曲線の横軸の差が V_c の大きさである。本方法は、Mansonらの高温低サイクル疲労に関するひずみ範囲分割法〔16, 17〕と類似のものである。

まず、クリープ J 積分 J^* が大路らの簡便式〔18〕

$$J^* = \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net} \dot{V}_c \quad (4-18)$$

によって評価できると仮定する。ここで、 n は応力-クリープ速度関係式 ($\dot{\epsilon} = B\sigma^n$; Norton 則) におけるクリープ指数、 σ_{net} は正味断面公称応力、 \dot{V}_c はき裂中央開口クリープ変位速度である。式 (4-18) は小規模クリープの場合には J^* 値を過小評価する傾向があることが数値計算 (有限要素法) 結果より明らかにされている。すなわち、本項で示す図解法による ΔJ_c 評価は大規模クリープにおいて有効であることになる。

さて、式 (4-18) を引張り半サイクルで時間積分すると、

$$\Delta J_c = A \int_0^{1/2v} P V_c dt = A \int_0^V P dV_c \quad (4-19)$$

となる。ただし、

$$A = \frac{(n-1)}{(n+1)} \frac{1}{2hb} \quad (4-20)$$

v は周波数、 h は板厚、 b はリガメント長さである。引張り半サイクル中は V_c と P の間に

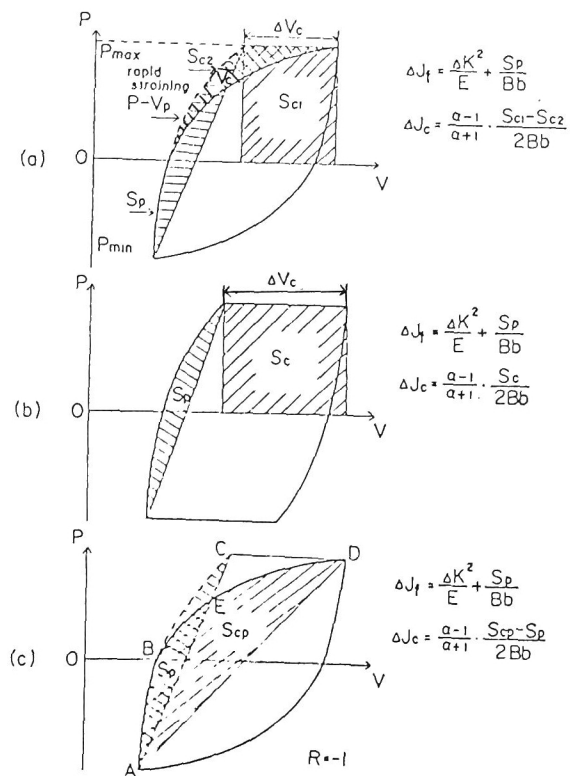


Fig. 4-20 Method of evaluation of ΔJ_f and ΔJ_c on the basis of load, P , and crack center opening displacement, V .

$$V_c = f(P) \quad (4-21)$$

なる関数関係があるとして、式(4-21)を式(4-19)に代入すると次式が得られる。

$$\begin{aligned} \Delta J_c &= A \int_0^{P_{max}} P f(P) dP \\ &= A \left[P f(P) \right]_0^{P_{max}} - \int_0^{P_{max}} f(P) dP \\ &= A(S_{c1} - S_{c2}) \end{aligned} \quad (4-22)$$

ここで、 S_{c1} は F i g. 4-20 (a) の長方形の面積、 S_{c2} は P - V 曲線と P - V_p 曲線に囲まれた面積である。

なお、疲労 J 積分範囲 ΔJ_f は、急速変形の P - V_p 曲線によって得られる面積 S_p を用いて

$$\Delta J_f = \frac{\Delta K^2}{E} + \frac{S_p}{hb} \quad (4-23)$$

より求められる。

4. 4. 1. 2 荷重制御方形応力波形の場合

荷重制御方形応力波形の場合には、応力の立ち上がり部においては応力変化速度が速いためクリープによる時間依存性のき裂中央開口変位 V_c は無視できる。逆に、応力保持部においてはクリープによる ΔV_c のみが生じる。したがって、F i g. 4-20 (b) に示すような形の P - V ヒステリシス・ループが得られ、 $S_{c1}=S_c$ 、 $S_{c2}=0$ であるため、

$$\begin{aligned} \Delta J_c &= AS_c \\ &= \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net \max} \Delta V_c \end{aligned} \quad (4-24)$$

となる。ここで、 ΔV_c は引張り応力保持中の V の変化量である。

なお、 ΔJ_f は F i g. 4-20 (b) に示した S_p を用いて式(4-23)より求め

られる。

4. 4. 1. 3 両振り応力波形の場合

応力比 $R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = -1$ の両振りの場合には、Fig. 4-20 (c) に示すように S_{cp} と S_p の面積をとると、 ΔJ_f は式 (4-23) より得られる。 ΔJ_c は式 (4-22) を用いて、

$$\begin{aligned} S_{c1} - S_{c2} &= \Delta CDA - BCDEB \\ &= AEDA - BCEB \\ &= ABEDA - ABCA \\ &= S_{cp} - S_p \end{aligned} \quad (4-25)$$

となるので

$$\Delta J_c = A(S_{cp} - S_p) \quad (4-26)$$

となる。

4. 4. 2 試験方法

供試材は、0.16% C 低炭素鋼 (Table 2-1 および 2-2 参照) である。試験片は Fig. 4-21 (Fig. 2-1 (a), (b) と同じ) に示した薄肉中空円筒型試験片である。き裂伝ば試験片における切欠き導入方法および熱処理条件は 4. 2. 1 項に示したものと同一であるが、き裂先端近傍にひずみ測定用ニッケルメッシュは貼付していない。き裂伝ば試験では、クリープ J 積分 (範囲) 値評価のため、切欠き上下端にスポット溶接したステンレス線を介してき裂中央開口変位 V を測定した。また平滑試験片では、研磨、熱処理の後そのまま供試材の変形特性試験に用いた。なお、平滑試験片の標点間隔は 10 mm とした。

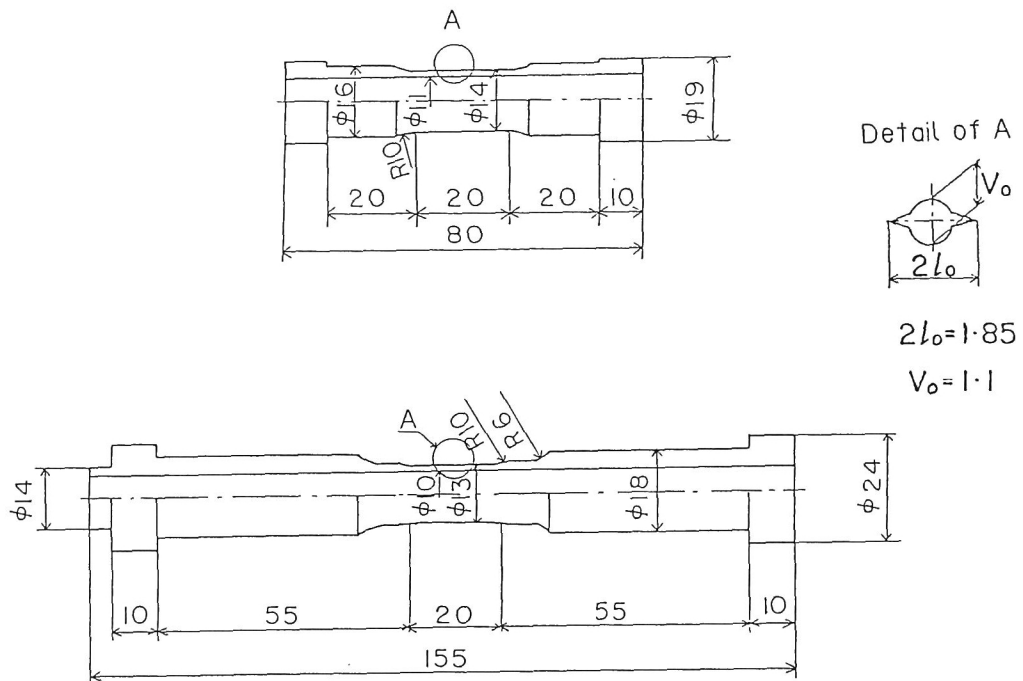


Fig. 4-21 Shape and size of specimens. Dimensions are in mm.

試験装置は、高周波発振器を具備した電気油圧サーボ方式の疲労試験機である。試験は 673 K (400℃)、大気中、公称応力制御で行った。応力波形は、引張り圧縮応力保持台形波 (cc 波形、Fig. 4-11 (b)) を用いた。試験条件の詳細を Table 4-3 および 4-4 に示す。

4. 4. 3 試験結果および考察

4. 4. 3. 1 変形特性

まず、平滑試験片による繰返し変形試験より得られた変形特性について述べる。なお、以下に述べる変形特性は、応力 σ とひずみ ε 曲線のヒステリシス・ループが安定した後のものを採用している。

Fig. 4-22 に $\sigma_{max} = 206 \text{ MPa}$ ($R = -1$, $t_H = 1$ 分) の引張り保持開始後のひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の変化を示す、また同図中には、 $\sigma = 206 \text{ MPa}$ における静クリープの定常ひずみ速度も示した。図より、引張り応力保持期間中に遷移クリープの $\dot{\varepsilon} - t$ 関係に似たひずみ速度変化が認められ [19]、 $\dot{\varepsilon}$ が定常クリープひずみ速度より著しく速いことがわかる。これは、圧縮期間中の組織回復により、内部応力が減少したためである。

次に、 $t_H = 1$ 分の場合の $\dot{\varepsilon}$ と σ_{max} の関係を Fig. 4-23 に示す。 $\dot{\varepsilon} - \sigma_{max}$ 関係は次式で表わされる。

$$\dot{\varepsilon} = B \sigma_{max}^n \quad (4-27)$$

各時間の B の値を Table 4-5 に示す。なお、本試験条件では n は 5.0 であり、保持期間中に大きな変化はなかった。なお、静クリープの B 、 n 値も参考として Table 4-5 に示した。静クリープにおけるクリープ指数は 15.4 であり、応力変動がある場合よりかなり大きい。また、引張り応力保持期間 ($t_H = 1 \text{ min}$) 中に発生するクリープひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_c$ (1) と σ_{max} (MPa) の関係は次式で表される。

$$\Delta \varepsilon_c = 7.56 \times 10^{-15} \sigma_{max}^{5.0} \quad (4-28)$$

Table 4-3 Test conditions of notched specimen.

σ_{\max} (MPa)	R	t_H (min)	Symbol
226	-1	1	□
226	0	1	□
206	-1	5	▣
206	-1	1	▣
206	-1	2/3	▣
186	-1	1	▣
167	-1	1	▣
127	-1	1	▣
98	-1	1	■

R : Stress ratio ($=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)

$t_{TH} = t_{CH} = t_H$

Table 4-4 Test conditions of smooth specimen.

σ_{\max} (MPa)	t_H (min)	R
226	1	-1
206	1	-1
186	1	-1

$t_H = t_{TH} = t_{CH}$

$t_U = t_D = 1 \text{ sec.}$

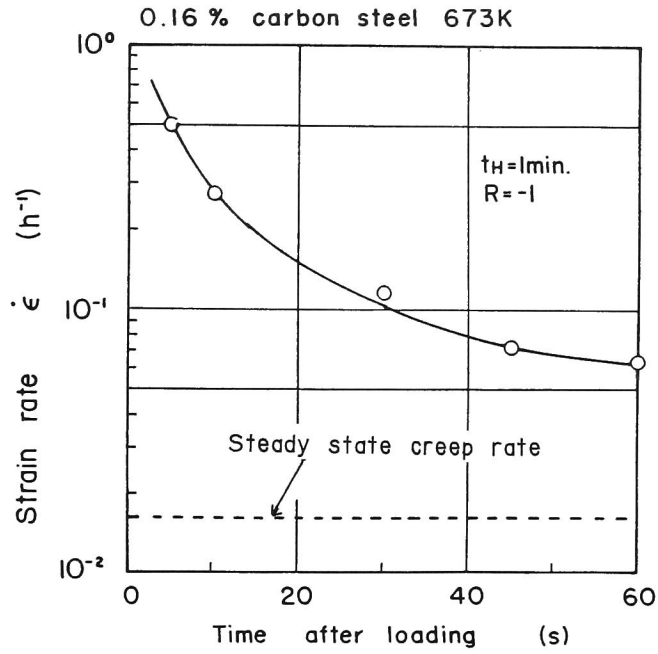


Fig. 4-22 Change of strain rate of smooth specimen during tensile stress hold period.

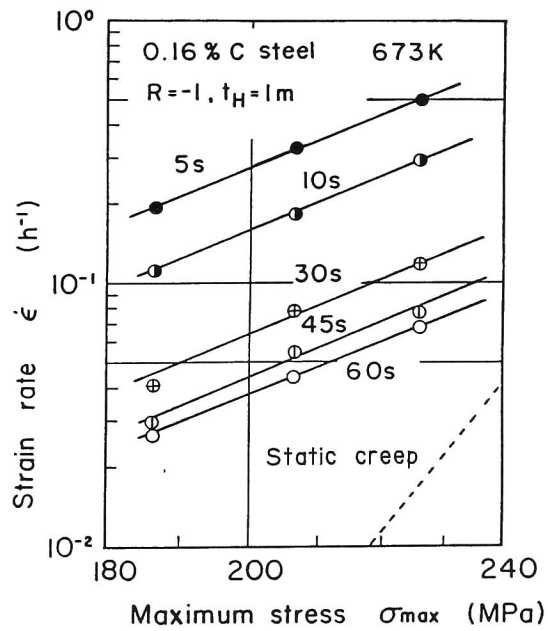


Fig. 4-23 Relationship between strain rate, $\dot{\epsilon}$, and tensile hold stress, σ_{\max} .

Table 4-5 Values of B and n in cc-type fatigue.

	5sec.	10sec.	30sec.	45sec.	60sec.	static creep (n=15.4)
B	8.57×10^{-13}	5.02×10^{-13}	2.06×10^{-13}	1.43×10^{-13}	1.23×10^{-13}	9.43×10^{-13}

$$\dot{\epsilon} = B \sigma_{\max}^n$$

$$\dot{\epsilon} (\text{h}^{-1}), \quad \sigma (\text{MPa})$$

$$n=5.0$$

4. 4. 3. 2 き裂伝ば速度とクリープ J 積分範囲の関係

F i g. 4-24 にき裂伝ば速度 dl/dN と定常クリープ J 積分 $\Delta J_{c\ st}$ の関係を示す。付録に示した J^* 値評価式 (30) ~ (34) に静クリープ試験の $\dot{\epsilon} - \sigma$ 関係 ($B = 9.43 \times 10^{-39}$ 、 $n = 15.4$ 、T a b l e 4-5) を代入して求めた J^* が定常クリープ J 積分 J_{st}^* である。 $\Delta J_{c\ st}$ は、 J_{st}^* の引張り半サイクルの集積値であり、

$$\Delta J_{c\ st} = J_{st}^* \cdot t_H \quad (4-29)$$

である。式 (4-29) により $\Delta J_{c\ st}$ の値を求めた。図から時間依存性疲労では静クリープと比較して dl/dN が著しく加速されていることがわかる。この加速の程度は特に低応力の場合ほど顕著である。F i g. 4-24 を式 (4-1) に基づいて求めた dl/dt を用いて $dl/dt \sim J_{st}^*$ 関係で表示しても結果は同様である。

F i g. 4-25 に実測した引張り応力保持期間中のき裂中央開口変位の変化量 ΔV_c を用いて式 (4-24) より求めた $\Delta J_{c\ ex}$ と上述の $\Delta J_{c\ st}$ の関係を示す。なお、図中には 1 サイクル = 1 分として求めた静クリープの $\Delta J_{c\ ex}$ と $\Delta J_{c\ st}$ の関係もプロットした。静クリープでは、 $\Delta J_{c\ ex}$ と $\Delta J_{c\ st}$ は一致しているものの、時間依存性疲労では $\Delta J_{c\ ex}$ は $\Delta J_{c\ st}$ よりかなり大きい。F i g. 4-24 と 4-25 の結果は、時間依存疲労では静クリープよりクリープ J 積分 (き裂先端近傍のクリープひずみ速度) が増大し、それによりき裂伝ば速度が速くなったことを示唆している。4. 2 節で述べたように、この原因として、①小規模クリープと②組織回復が考えられる。ここで、応力保持開始 5 秒後の $\dot{\epsilon} - \sigma_{max}$ 関係 ($B = 8.57 \times 10^{-13}$ 、 $n = 5.0$) と付録の式 (30) ~ (34) を用いてクリープ J 積分 J^* を算出し、次式より小規模クリープから大規模クリープへの遷移時間 t_{tr} を求めると T a b l e 4-6 に示すようになる。

$$t_{tr} = \frac{K^2}{(n+1)EJ^*} \quad (4-30)$$

ここで、 E は縦弾性係数である。 $\sigma_{max} > 167 \text{ MPa}$ では、(A) 応力保持開始後 5 秒以内ではさらに $\dot{\epsilon}$ が速いため、 J^* も大きな値をとること、(B) 負荷時に発生する塑

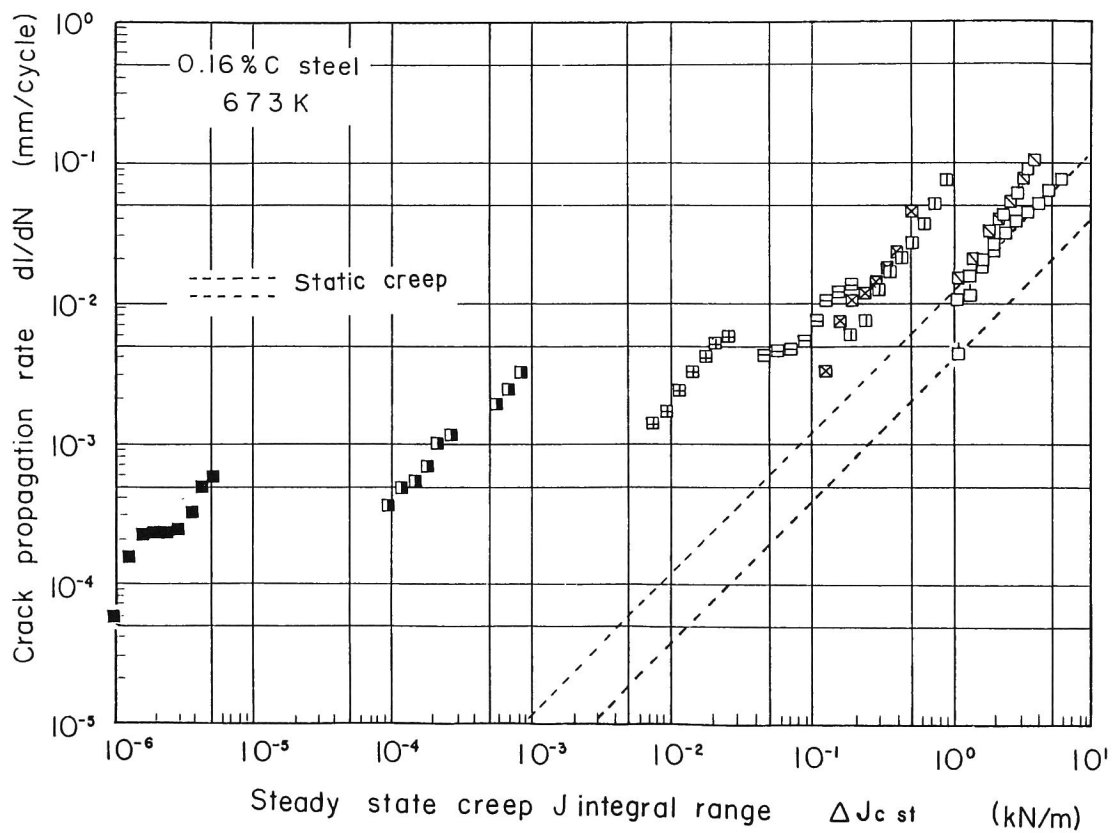
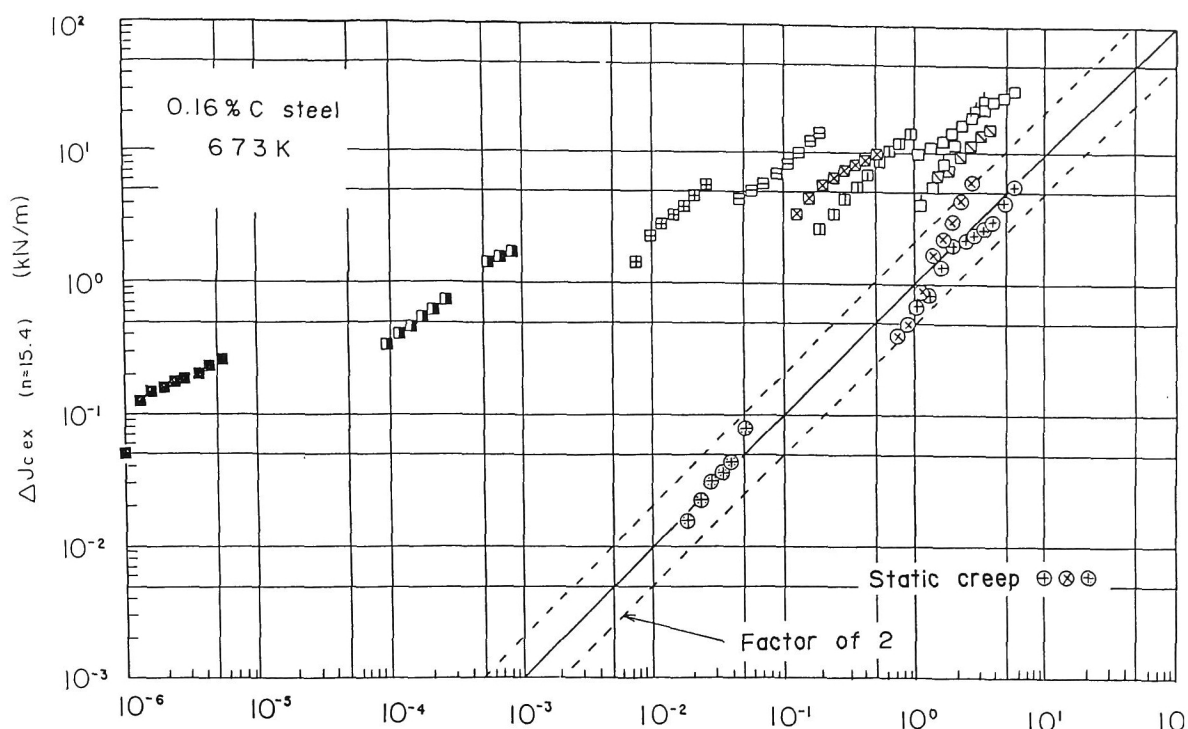


Fig. 4-24 Relationship between dl/dN and $\Delta J_{c\ st}$ in time-dependent fatigue of 0.16% carbon steel.



Steady state creep J integral range ΔJ_{cst} (kN/m)

Fig. 4-25 Comparison between ΔJ_{cex} , which is creep J-integral range evaluated by eq. (4-24), and steady state creep J-integral, ΔJ_{cst} .

Table 4-6 Transient time from small scale creep to large scale creep.

σ_{max} (MPa)	226	206	186	167	127	98
t_{tr} (l=1mm) (s)	0.63	0.91	1.37	2.11	6.30	17.78
t_{tr} (l=2mm) (s)	0.62	0.89	1.35	2.07	6.19	17.46
t_{tr} (l=3mm) (s)	0.58	0.84	1.26	1.94	5.79	16.32

性ひずみにより遷移が促進されること、により実際の遷移時間はTable 4-6に示した値よりさらに短くなる。また、 $\sigma_{max} = 127 \text{ MPa}$ でも、(B)を考慮すると遷移時間は5秒以内になると考えられる。つまり、本試験条件下では、小規模クリープから大規模クリープへの遷移は数秒以内の短時間に生じ、 J^* あるいは ΔJ_c におよぼす影響は小さい。Fig. 4-22に示したように、 $\dot{\epsilon}$ が組織回復によって大きく加速されていることと考え合わせると、上述のクリープJ積分範囲の増大は②組織回復に起因するものであることがわかる。すなわち J^* は t_{tr} が非常に短い場合のFig. 4-18(b)の変化に対応している。

そこで、式(4-28)の変形特性($\bar{B} = 7.56 \times 10^{-5}$ 、 $\bar{n} = 5.0$)を用いて、次式より組織回復による $\dot{\epsilon}$ の加速を考慮したクリープJ積分範囲 $(\Delta J_c t)_{an}$ を評価した。

$$1/(\Delta J_c t)_{an} = 1/(\Delta J_c s)_{an} + 1/(\Delta J_c d)_{an} \quad (4-31)$$

$$(\Delta J_c s)_{an} = C_s \bar{B} \sigma_{net}^{\bar{n}+1} t \quad (4-32)$$

$$(\Delta J_c d)_{an} = C_d \bar{B} \sigma_{net}^{\bar{n}+1} b \quad (4-33)$$

ここで、 C_s および C_d はおのおの付録の式(32)および(34)の n に \bar{n} を代入して求められる値である。Fig. 4-26に $\Delta J_{c\ ex}$ と $(\Delta J_c t)_{an}$ の関係を示す。 $\Delta J_{c\ ex}$ は $(\Delta J_c t)_{an}$ と良く一致しており、式(4-24)で組織回復により増大したクリープJ積分範囲を評価できることを示している。Fig. 4-27に dL/dN と $\Delta J_{c\ ex}$ （以後 $\Delta J_{c\ ex}$ を単に ΔJ_c と表示する）の関係を示す。 dL/dN - $\Delta J_{c\ st}$ 関係(Fig. 4-24)と比較して、 dL/dN - ΔJ_c 関係はかなり良い対応を示している。また、時間依存性疲労と静クリープの差も小さい。つまり、Fig. 4-24の時間依存性疲労と静クリープの相違の大部分は、組織回復に起因するき裂先端近傍のひずみ速度の過渡的な加速によるものであり、 ΔJ_c を用いることにより dL/dN に及ぼすその影響を整理することができる。

なお、 ΔJ_c のかわりに J^* を用いて議論しても結果は同じである。

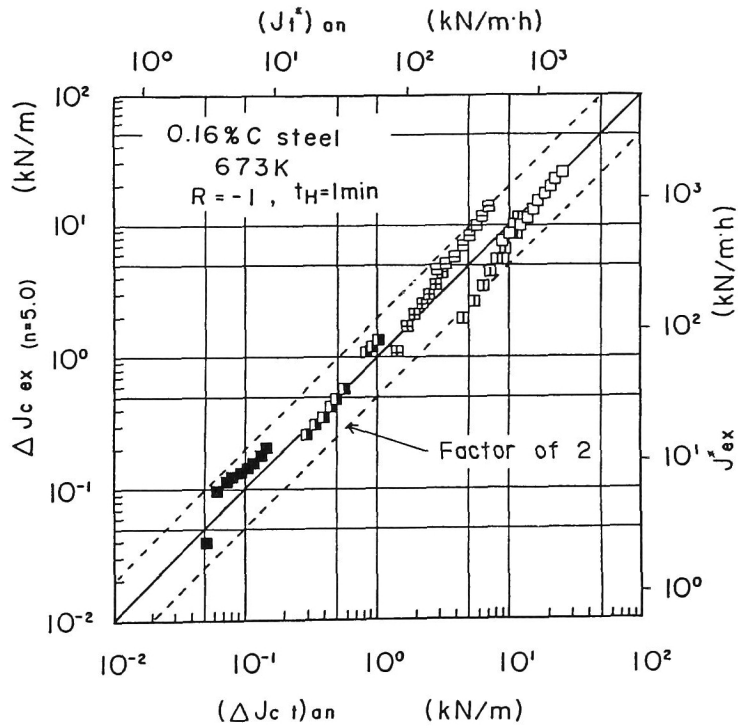


Fig. 4-26 Comparison between $\Delta J_{c \text{ ex}}$, which is ΔJ_c evaluated by $P-V_c$ hysteresis loop, and $(\Delta J_{c \text{ t}})_{an}$, which is ΔJ_c evaluated by values of B and n in Table 4-5 and eqs. (4-31)-(4-33).

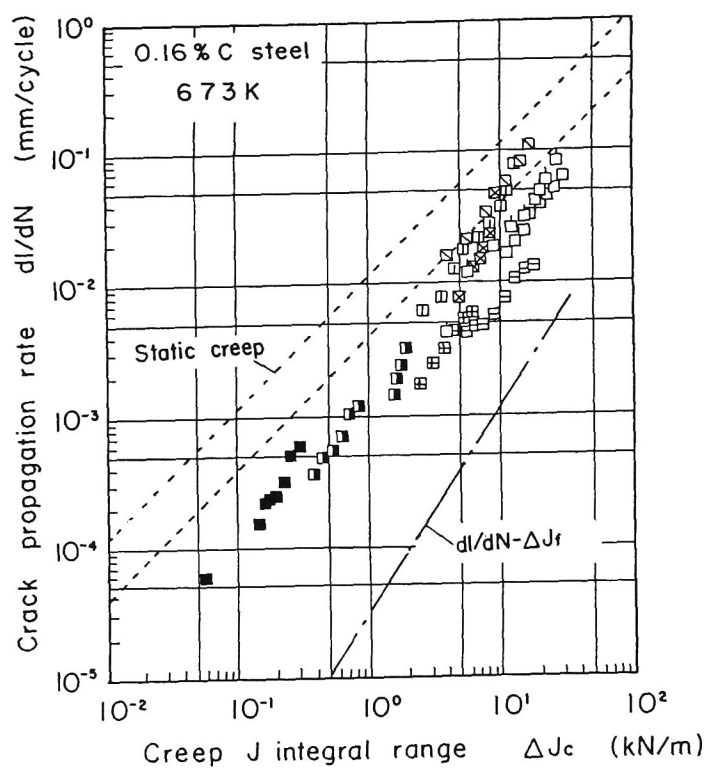


Fig. 4-27

Relationship between dI/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue of 0.16% carbon steel.

4. 5 時間依存性疲労き裂伝ばに及ぼす 各種因子の影響

4. 5. 1 試験方法

4. 5. 1. 1 供試材および試験片

供試材は、

- (1) 0. 16% C 低炭素鋼丸棒
- (2) 304 ステンレス鋼丸棒および厚板
- (3) Cr-Mo-V 鑄鋼 (約7万時間使用された火力発電タービン主塞止弁、蒸気温度 839K (566℃))
- (4) Ni-Mo-V 鍛鋼 (約7万時間使用された火力発電用タービン・ロータ)
- (5) 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼 (約13. 5万時間使用された火力発電用蒸気管Y継手部)
- (6) 鍛造インコネル718

である。(3)、(4)、(5)は使用後の実プラント材であり、(1)、(2)、(6)は試験用材料の処女材である。いずれも2. 3節で用いた材料と同じであり、Table 4-7およびTable 4-8に供試材の化学成分と機械的性質を示す。

試験片は、いずれも薄肉中空円筒型であり、Fig. 4-28に示したものをを用いた。Fig. 4-28(a)の試験片では、初期切欠きとして平行部中央に円孔を設けた。Fig. 4-28(b)の試験片では、この円孔より歯やすりで鋭い切欠きを導入した。また、き裂中央開口変位 V を測定するため、切欠き上下端または切欠きを含む軸方向標点間隔10mmの位置にステンレス線または金属片をスポット溶接した(2. 2. 1参照)。

4. 5. 1. 2 試験装置および試験条件

試験装置は、高周波誘導加熱器を具備した電気油圧サーボ方式疲労試験機である。ただし、インコネル718の試験の一部では、クリープ試験機を用いた。き裂長さ $2l$ は測微顕微鏡により測定した。

試験はすべて公称応力制御で実施し、応力波形はFig. 4-29に示したものを採用した。試験温度、応力波形等の詳細な試験条件をTable 4-9からTable 4

Table 4-7 Chemical composition of materials tested in section 4.5.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Cu	Mo	V	Al	Ti	B	Nb+ Ta
0.16% C s.	0.16	0.19	0.43	0.013	0.029	0.02	0.04		0.08						
304 s. s. bar	0.05	0.42	1.70	0.024	0.023	8.71	18.26								
304 s. s. plate	0.05	0.78	1.21	0.023	0.001	9.50	18.68	0.03			0.10	0.009	0.003	0.0003	0.01
Cr-Mo-V cast s.	0.20	0.48	0.66	0.008	0.011	0.09	1.18		0.22	0.93	0.20	0.017	>.005		
Ni-Mo-V s.	0.25	0.27	0.41	0.005	0.008	2.47	0.06		0.18	0.43	0.11	0.024			
2.1/4Cr-1Mo s.	0.11	0.21	0.49	0.012	0.017		2.21			0.95					
IN718 A	0.043	0.17	0.06	0.003	0.002	52.39	18.02	0.09	0.02	3.05		0.56	0.86	0.0046	5.22
IN718 B	0.04	0.05	0.06	>.002	0.004	53.26	18.19	0.01	0.01	3.10		0.48	1.02	0.005	5.31

Table 4-8 Mechanical properties of materials at room temperature.

Material	Yield stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)
0.16% C s.	255	402	38.8	44.0
304 s. s. bar	274	618	66.8	71.3
304 s. s. plate	275	608	64	
Cr-Mo-V cast s.	484	643	15.3	46.4
Ni-Mo-V s.	492	637	20.5	56.7
2.1/4Cr-1Mo s.	190	435	33.2	73.3
IN718 A	1187	1412	19	31
IN718 B	1147	1344	19.5	31

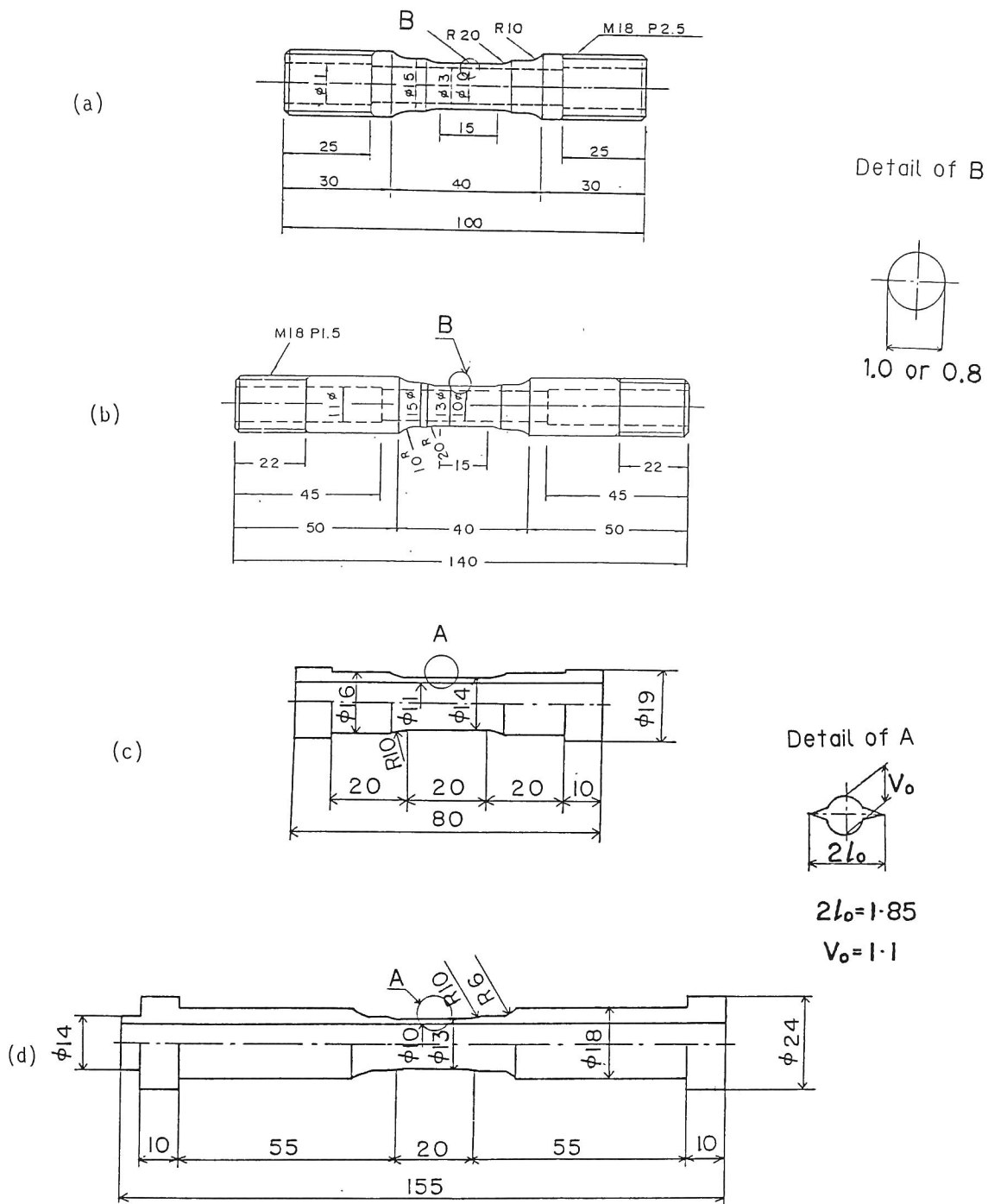


Fig. 4-28 Shape and size of specimens. Dimensions are in mm.

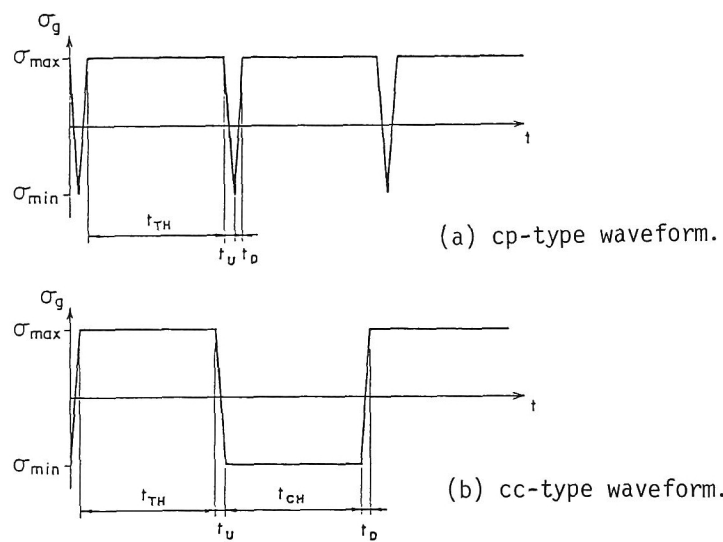


Fig. 4-29 Stress waveforms.

- 14 に示す。

4. 5. 2 試験結果および考察

き裂伝ば速度 dl/dN とクリープ J 積分範囲 ΔJ_c の関係 (Fig. 4-35 は dl/dt と \bar{J}^* の関係) を Fig. 4-30 から Fig. 4-35 に示す。ただし、Fig. 4-30 は Fig. 4-27 の、Fig. 4-35 は Fig. 4-19 の再掲である。ここで、 ΔJ_c は 4. 4. 1 項に示した方法に従って評価した。なお、各図には比較のため繰り返し数依存性疲労における $dl/dN-\Delta J_f$ 関係 (3. 3 節参照) を一点鎖線で示す。各図より、 $dl/dN-\Delta J_c$ 関係と $dl/dN-\Delta J_f$ 関係を比べると、同一 ΔJ 値に対して、いずれの材料でも前者の方が数倍から数十倍程度 dl/dN が大きいことがわかる。また、時間依存性疲労の $dl/dN-\Delta J_c$ 関係 ($dl/dt-\bar{J}^*$ 関係) は、静クリープのそれとほぼ一致している (Figs. 4-30、4-32、4-35 および Figs. 4-31、4-34 と Figs. 3-23、3-27 参照)。

4. 5. 2. 1 試験温度の影響

Fig. 4-36 に 304 ステンレス鋼の cc 応力波形、 $\sigma_{max} = 245 \text{ MPa}$ (25 kgf/mm^2)、 $R = -1$ 、 $t_H = 1$ 時間、 $l = 1.8 \text{ mm}$ の dl/dN ($= dl/dt$ (mm/h)) と温度の逆数 $1/T$ の関係を示す。ただし、973 K (700°C) では 3 サイクル目で破断に至ったため、引張り応力保持中の dl/dt を示した。973 K (700°C) の dl/dN は、873 K (600°C) の dl/dN より 1000 倍程速い。繰り返し数依存性疲労では dl/dN の温度依存性は小さい (Fig. 2-19) のに対して、時間依存性疲労では、温度依存性が大きい。しかし、Fig. 4-37 に示すように ΔJ_c も dl/dN と同様の温度依存性を示しており、結果的には Fig. 4-31 に示したように $dl/dN-\Delta J_c$ 関係に温度依存性は認められない。これらは、静クリープき裂伝ばの温度依存性に対応している (3. 4. 2. 1 参照)。つまり、時間依存性疲労におけるき裂伝ばの温度依存性は、静クリープき裂伝ばの場合と同様、き裂先端近傍のクリープひずみ速度の温度依存性によるものであると結論される。

なお、Fig. 4-36 の $dl/dN-1/T$ 直線の傾きより求められる見かけの活性化エネ

Table 4-9 Test conditions of 0.16% carbon steel.

σ_{\max} (MPa)	R	t_H (min)	Symbol
226	-1	1	□
226	0	1	◻
206	-1	5	▣
206	-1	1	▢
206	-1	2/3	⊠
186	-1	1	▤
167	-1	1	▥
127	-1	1	▦
98	-1	1	■

R Stress ratio ($=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)

$t_{TH} - t_{CH} = t_H$

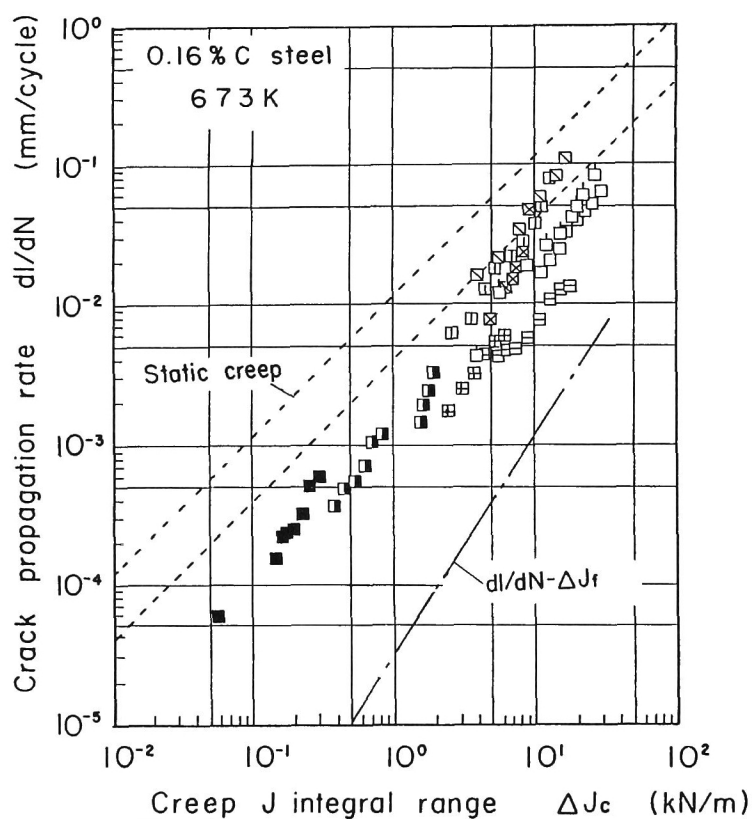


Fig. 4-30 Relationship between dl/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue of 0.16% carbon steel (same figure as Fig. 4-27).

Table 4-10 Test conditions of 304 stainless steel.

	Test No.	Test temp. (K)	Stress waveform	σ_{max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
Bar	cp1	973	cp	140	-1.29	0.5	300	0.5	0	▼
	cp2	973	cp	120	-1.33	0.5	300	0.5	0	▽
	cc1	973	cc	180	-1	0.5	300	0.5	300	▣
	cc2	973	cc	140	-1	0.5	300	0.5	300	▢
	cc3	973	cc	120	-1	0.5	300	0.5	300	□
Plate	cc4	823	cc	245	-1	1	3600	1	3600	■
	cc5	823	cc	245	-1	1	18000	1	18000	■
	cc6	873	cc	196	-1	1	3600	1	3600	◊
	cc7	923	cc	196	-1	1	3600	1	3600	◊
	cc8	973	cc	196	-1	1	3600	1	3600	◆

R : Stress ratio ($=\sigma_{min}/\sigma_{max}$)

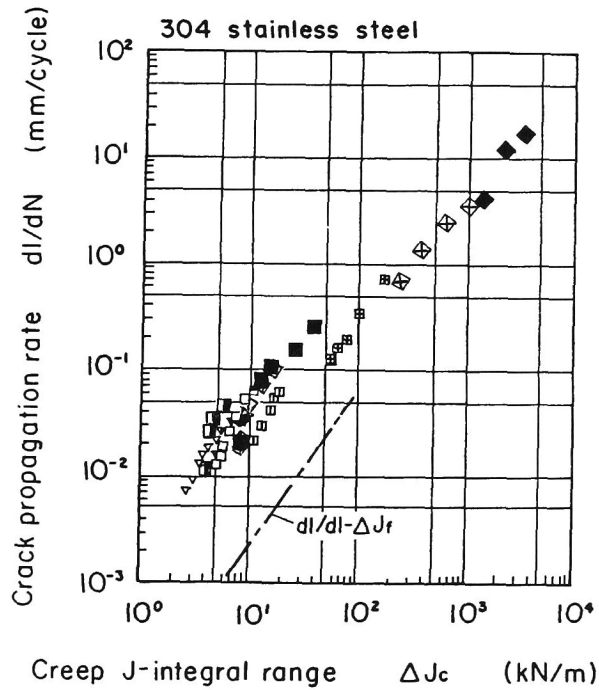


Fig.4-31

Relationship between dL/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue of 304 stainless steel.

Table 4-11 Test conditions of Cr-Mo-V cast steel.

Test temperature : 823K								
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
cp1	cp	245	-1.2	1	600	1	0	▼
cc1	cc	245	-1	1	600	1	600	●
cc2	cc	245	-1	1	60	1	60	⊙
cc5	cc	196	-1	1	3600	1	3600	◆
cc6	cc	196	-1	1	600	1	600	■
cc7	cc	196	-1	1	60	1	60	□
s1	static creep	216	1	—	—	—	—	+

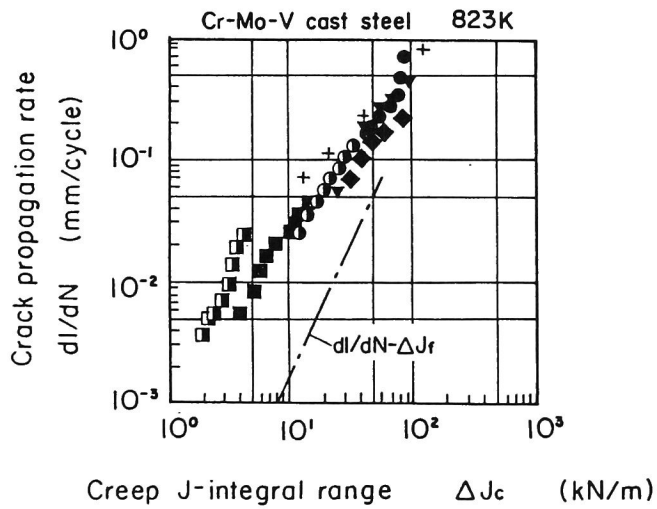


Fig. 4-32 Relationship between dl/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue of Cr-Mo-V cast steel.

Table 4-12 Test conditions of Ni-Mo-V forging steel.

Test temperature : 823K								
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
cp1	cp	294	-1.13	0.5	300	0.5	0	●
cp2	cp	245	-1.2	0.5	300	0.5	0	▲
cc1	cc	294	-1	0.5	300	0.5	300	●
cc2	cc	196	-1	0.5	300	0.5	300	▲

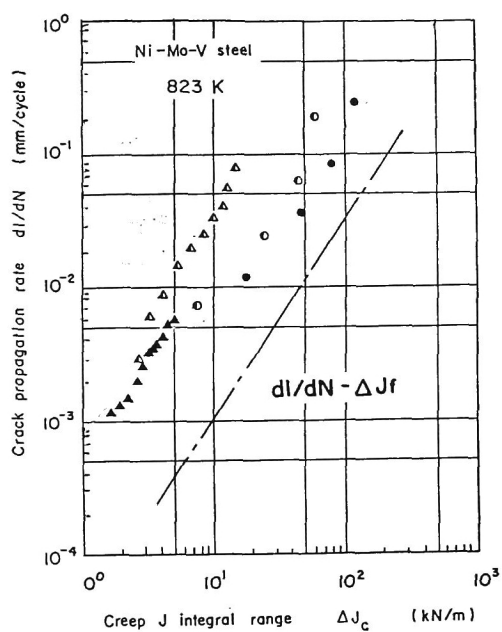


Fig. 4-33 Relationship between dl/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue of Ni-Mo-V steel.

Table 4-13 Test conditions of 2.1/4Cr-1Mo steel.

Test temperature . 823K								
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
cp1	cp	100	-1.4	1	300	1	0	▼
cp2	cp	140	-1.43	1	300	1	0	▼
cp3	cp	160	-1.25	1	300	1	0	▽
cc1	cc	140	-1	1	300	1	300	■
cc2	cc	180	-1	1	300	1	300	□

R : Stress ratio ($=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)

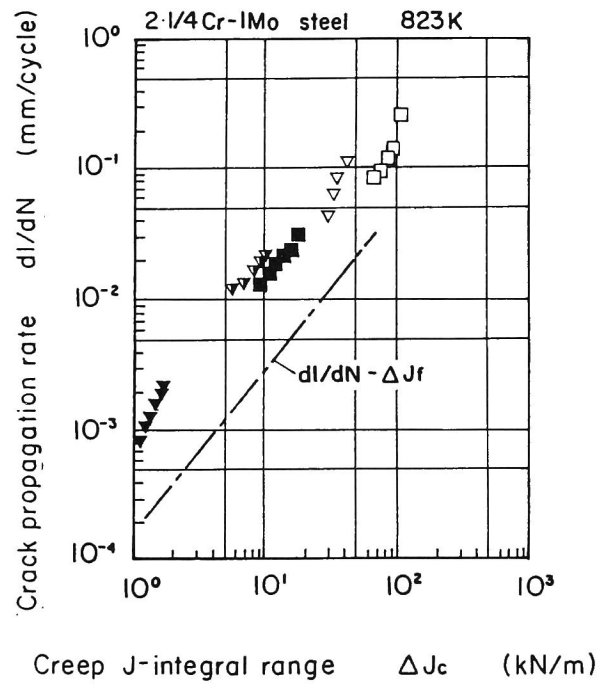


Fig. 4-34

Relationship between dl/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue of 2.1/4Cr-1Mo steel.

Table 4-14 Test conditions of Inconel 718.

Material A				Test temperature : 923K				
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
CC11	cc	441	1	1	600	1	600	▽
CC12	cc	490	-1	1	600	1	600	□
CC13	cc	490	-1	1	60	1	60	□
CC14	cc	490	-1	1	3600	1	3600	■

Material B								
Test No.	Stress waveform	σ_{\max} (MPa)	R	t_U (s)	t_{TH} (s)	t_D (s)	t_{CH} (s)	Symbol
CP1	cp	392	-1	1	600	1	0	●
CP2	cp	441	-1	1	600	1	0	▼
CC1	cc	441	-1	1	600	1	600	▽
CC2	cc	490	-1	1	600	1	600	□
CC3	cc	490	-1	1	60	1	60	□
CC4	cc	490	-1	1	3600	1	3600	■
C1	cp	490	0	—	86400	—	0	◇
C2	cp	490	0	—	576000	—	0	◆
C3	cp	520	0	—	172800	—	0	+
S1	static creep	637	1	—	—	—	—	×

R : Stress ratio ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)

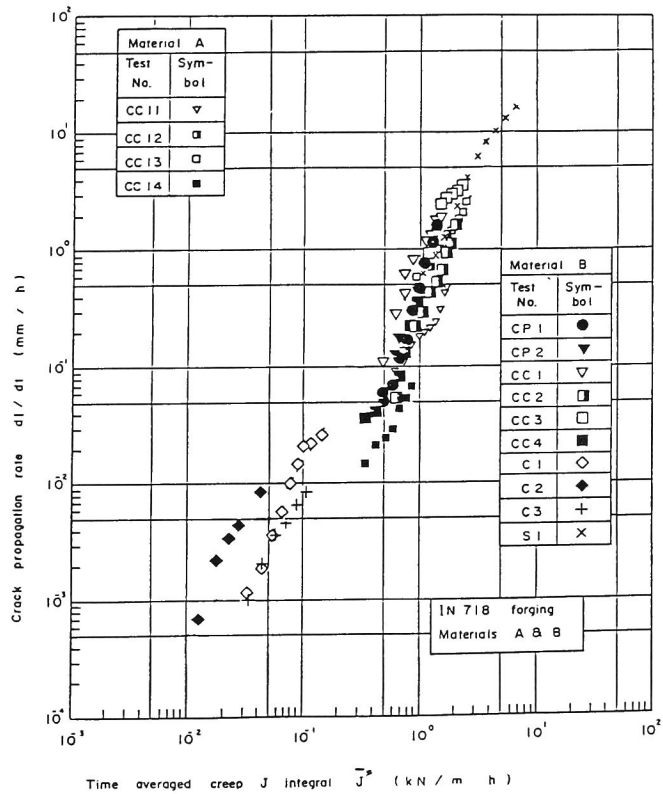


Fig. 4-35 Relationship between dl/dt and \bar{J}^* in time-dependent fatigue of Inconel 718 (same figure as Fig. 4-19).

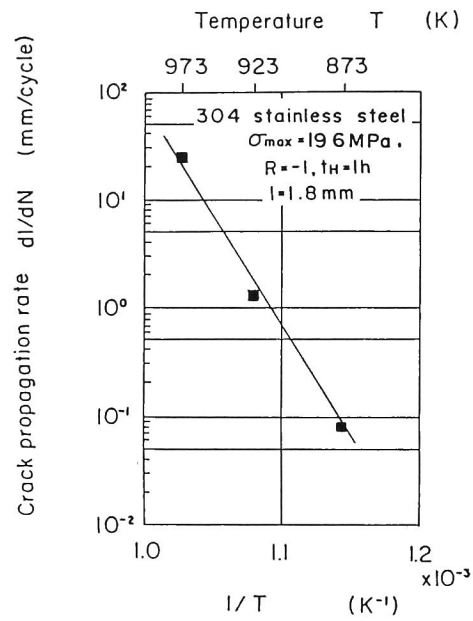


Fig. 4-36 Dependence of crack propagation rate on temperature in time-dependent fatigue of 304 stainless steel.

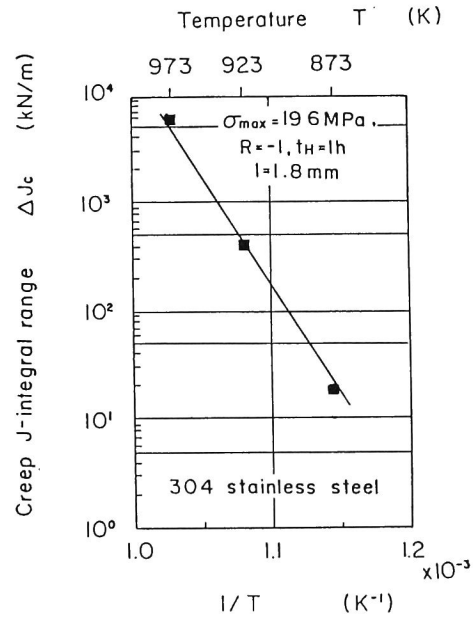


Fig. 4-37 Dependence of creep J-integral range on temperature in time-dependent fatigue of 304 stainless steel.

ルギの値は約 380 kJ/mol (約 90 kcal/mol)、Fig. 4-37の $\Delta J_c - 1/T$ 直線の傾きから求められるそれも約 380 kJ/mol であって、いずれも 304 ステンレス鋼のクリープの活性化エネルギー約 350 kJ/mol にはほぼ等しく、かつ、これは自己活性化エネルギーにも近い。

4. 5. 2. 2. 応力保持時間の影響

Figs. 4-30および4-31に示したように、 t_H が比較的長い領域では dl/dN は t_H によらず ΔJ_c と良い対応関係を示している。ただし、両図を詳細に見ると、 t_H が短くなると同一 ΔJ_c 値に対して少し dl/dN が小さな値を示す傾向が認められる。これについては、4. 6節において詳しい検討を行う。

4. 5. 2. 3 応力比の影響

Fig. 4-30には、 $R = -1$ と $R = 0$ の結果を示した。 $dl/dN - \Delta J_c$ 関係では両者の差は小さい。一方、Fig. 4-5に示したように、 $dl/dN - l$ 関係には応力比により大きな相違がある。前述のように、時間依存性疲労におけるき裂伝ば速度 dl/dt は応力比によらずき裂先端のクリープひずみ速度により律速されている。応力比により、除荷または圧縮中の組織回復の程度が異なるため、再引張り時のき裂先端のひずみ速度が変化する。したがって、 $dl/dt - l$ 関係 ($dl/dN - l$ 関係)は応力比によって異なる。ところが、クリープJ積分はき裂先端のひずみ速度と対応関係を有するため、 $dl/dt - J^*$ 関係には応力比の影響が現れない。すなわち、 $dl/dN - \Delta J_c$ 関係には応力比の影響が現れない。

さらに注目すべき点は、 $R = -1$ のラチェット変形がほとんどあるいは全くない場合と $R > -1$ のラチェット変形が著しい場合とで $dl/dN - \Delta J_c$ 関係に差がほとんどないことである。

4. 5. 2. 4 圧縮クリープ変形の影響

c c 波形では、圧縮応力保持時間期間中にクリープ変形が生じる。一方、c p 波形では圧縮側では弾塑性変形のみであり、クリープ変形はほとんど生じない。 ΔJ_c は引張り半サイクルのみで評価されるパラメータであり、圧縮応力波形の影響は直接反映されない。Figs. 4-31から4-34より明らかなように、各材料のc c 波形とc p 波形の

$dL/dN-\Delta J_c$ 関係は一致している。つまり、き裂伝ばには引張り半サイクルのみが直接関与しており、圧縮半サイクルは直接関与していないことを示している。

なお、p p 波形と p c 波形の $dL/dN-\Delta J_f$ 関係に相違がない (2. 3. 2. 3') ことを考え合わせると、高温疲労き裂伝ば速度は引張り半サイクルのみに律速されていると結論できる。

4. 5. 2. 5 各種耐熱合金の dL/dN と ΔJ_c の関係

Fig. 4-38 に、各材料の c c 波形における dL/dN と ΔJ_c の関係を示す。なお、インコネル 718 は $dL/dt-J^*$ 関係をプロットした。同図より、インコネル 718 を除くと dL/dN は ΔJ_c にほぼ比例しており、材料間の相違も小さいことがわかる。
 dL/dN (mm/cycle) と ΔJ_c (kN/m) の間には、

$$dL/dN = (0.0008 \sim 0.005) \Delta J_c \quad (4-34)$$

が成立している。さらに、Fig. 4-38 を詳細に見ると、304 ステンレス鋼では低炭素鋼や低合金鋼と比較して同一 ΔJ_c 値に対して高めのき裂伝ば速度を示す傾向がある。また、インコネル 718 は、低合金鋼やステンレス鋼と比較して延性が低いために、 dL/dN が上方に位置している。以上に述べた傾向は、静クリープにおける $dL/dt-J^*$ 関係 (Fig. 3-32) と対応している。ただし、静クリープの結果と比較すると同一 ΔJ_c (または J^*) 値に対して時間依存性疲労の方がやや低伝ば速度を示す傾向がある。これについては、次節において詳細に検討する。

4. 6 時間依存性疲労き裂伝ばと静クリープき裂伝ばの相関

前節までの検討より、時間依存性疲労き裂伝ばと静クリープき裂伝ばの相違は、応力変動に起因するき裂先端近傍のひずみ速度の過渡的な加速による影響が大きいことが明らかになった。これについては、き裂先端近傍のひずみ速度の加速を反映するクリープ J 積分 (範囲) を考えることによりその影響度合を表すことができた。しかし、同一 ΔJ_c 値に

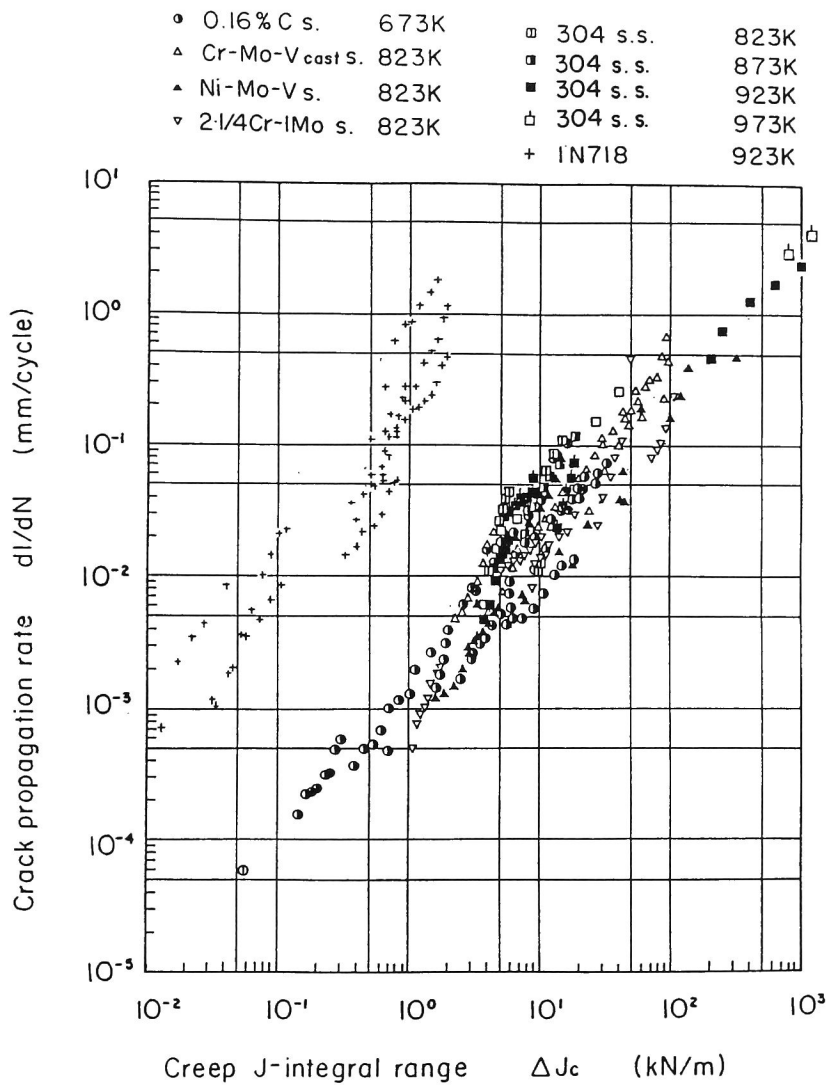


Fig. 4-38 Relationship between dl/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue of all test materials.

対して時間依存性疲労の dL/dN は静クリープのそれより多少小さいことも明らかになった。このことは、上述のき裂先端近傍のひずみ速度以外の因子によっても両者の相違がもたらされることを示唆している。以下では、これらの時間依存性疲労き裂伝ばと静クリープき裂伝ばの相関性について、試験結果を基にさらに検討してみる。なお、検討は主に 0.16% C 低炭素鋼を中心に行った。用いた試験結果は、第 3 章（3.3 および 3.4 節）と本章（4.2 および 4.4 節）に示したものである。試験方法の詳細については、該当する節を参照されたい。

4.6.1 き裂伝ば速度とクリープ J 積分範囲の関係

まず、Fig. 4-27 の dL/dN と ΔJ_c の関係を Fig. 4-39 として再掲する。ここで、 ΔJ_c は式（4-24）を用いて評価したものであり、応力変動による過渡的なクリープ J 積分の増大を反映したパラメーターである。同図を詳細にみると、時間依存性疲労のき裂伝ば速度は同一 ΔJ_c 値に対する静クリープのそれより小さいことがわかる。同様の傾向が 304 ステンレス鋼（923 K）（Figs. 3-23、3-24、4-31）、21/4 Cr-1Mo 鋼（823 K）（Figs. 3-27、4-34）、Cr-Mo-V 鋼（823 K）（Fig. 4-32）等に認められる。また、大谷らによって行われた動クリープ（ $dL/dt \sim J^*$ 関係）でも同様の傾向がある〔20〕。Fig. 4-40 に、大谷らによって得られた 304 ステンレス鋼の台形応力波形時間依存性疲労と平均応力の大きな正弦応力波形の動クリープの例を示す〔20〕。この時間依存性疲労や動クリープと静クリープの相違は応力変動による、 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ の過渡的な加速以外の因子によるものである。

4.6.2 時間依存性疲労き裂伝ばと静クリープき裂伝ばの $dL/dN \sim \Delta J_c$ 関係の相違の原因

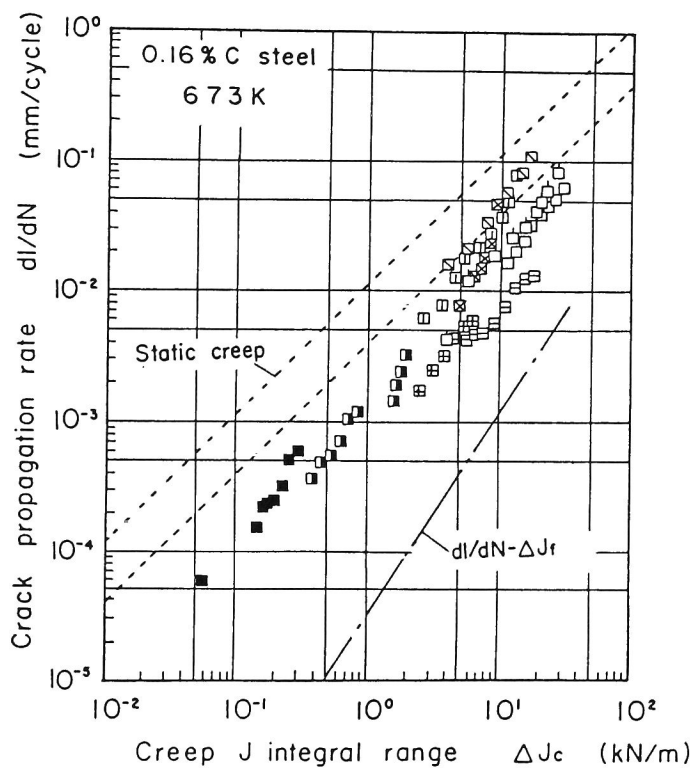
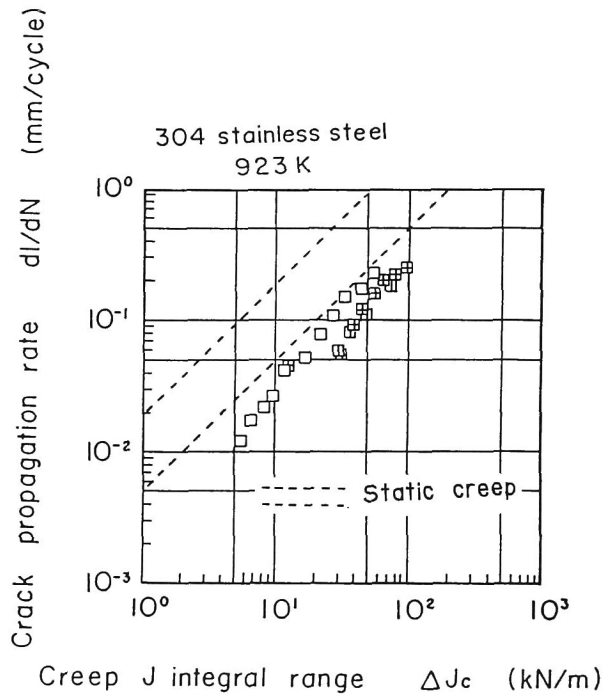


Fig. 4-39 Relationship between dl/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue of 0.16% carbon steel (same figure as Fig. 4-27).

low-cycle fatigue (trapezoidal waveform)

σ_{\max} (MPa)	t_H (s)	R	symbol
167	300	-1	⊞
147	500	-1	⊠
147	175	-1	□

$t_{H(\text{tension})} = t_{H(\text{compression})}$

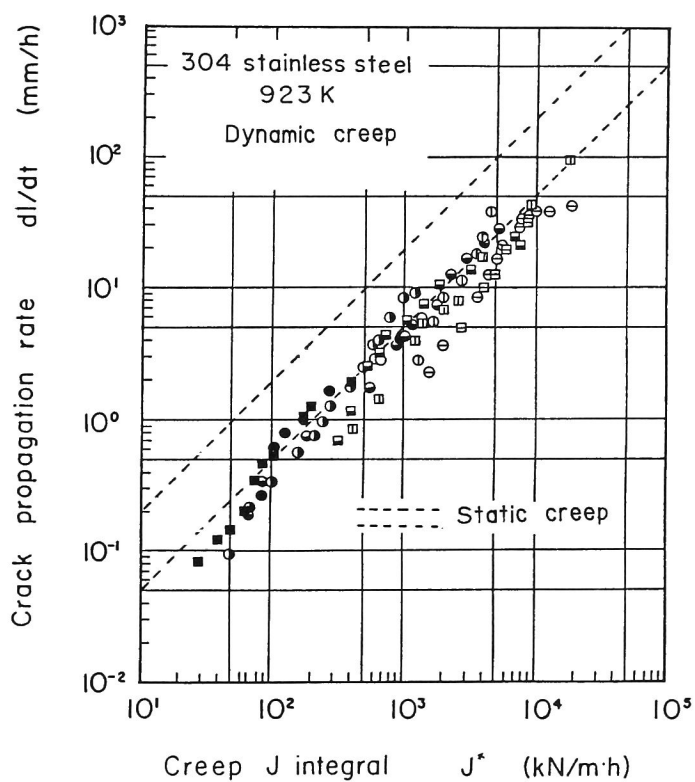


(a) Time-dependent fatigue.

Fig. 4-40 Relationships between dl/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue, and dl/dt and J^* in dynamic creep of 304 stainless steel obtained by R. Ohtani and *et al.*

dynamic creep (sine waveform)

σ_{\max} (MPa)	ν (Hz)	R	symbol
206	5	0	\ominus
206	0.5	0	\boxminus
206	5	0.33	\oplus
206	0.5	0.33	\boxplus
183	5	0.50	\odot
183	0.5	0.50	\boxdot
157	5	0.75	\bullet
147	5	0.87	\bullet
147	0.5	0.87	\blacksquare



(b) Dynamic creep.

Fig.4-40 Relationships between dl/dN and ΔJ_c in time-dependent fatigue, and dl/dt and J^* in dynamic creep of 304 stainless steel obtained by R. Ohtani and *et al.*

クリープき裂伝ばでは、次の関係が成立している〔3, 4〕。

$$dl/dt = \dot{\epsilon}_{c,t.} / -(\partial \epsilon / \partial r)_{c,t.} \quad (4-35)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ と $-(\partial \epsilon / \partial r)_{c,t.}$ はき裂先端近傍のひずみ速度とひずみこう配である。さらに、 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ はクリープJ積分 J^* と次の関係を有する〔11-13〕。

$$\dot{\epsilon}_{ij} = B \left(\frac{J^*}{I_n Br} \right)^{n/(n+1)} \dot{\epsilon}_{ij}^0(\theta) \quad (4-36)$$

ここで、 I_n は n の関数、 $\dot{\epsilon}_{ij}^0(\theta)$ は θ の関数、 (r, θ) はき裂先端を原点とする極座標である。 $-(\partial \epsilon / \partial r)_{c,t.}$ のき裂伝ば中の変化が小さいことを考慮すると式(4-35)および(4-36)より $dl/dt - \dot{\epsilon}_{c,t.} - J^*$ の対応関係が得られる。これを時間依存性疲労の1サイクルあたりの関係に変換すると、 $dl/dN - \Delta \epsilon_{c,t.} - \Delta J_c$ となる。そこで、 $dl/dN - \Delta J_c$ 関係を $\Delta \epsilon_{c,t.} - \Delta J_c$ 関係と $dl/dN - \Delta \epsilon_{c,t.}$ 関係に分けて考えてみる。

まず、時間依存性疲労と静クリープの $\Delta \epsilon_{c,t.} - \Delta J_c$ 関係が一致しない原因として、(ア) ΔJ_c の実験的評価が正確でないこと、(イ) 構成式の変化 (B 、 n の変化；Table 4-5) にともない、式(4-36)における J^* の係数および乗数が増加すること、が考えられる。しかし、すでにFig. 4-26に示したように ΔJ_c は解析値と良く一致しているため、(ア)は棄却される。次に、Table 4-5に示した B 、 n 値を式(4-36)に代入して時間依存性疲労の $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ ($\dot{\epsilon}_{c,t. t}$ と表示) と J^* の関係を求めるとともに、静クリープの B (9.43×10^{-34})、 n (15.4) 値を式(4-36)に代入して $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ ($\dot{\epsilon}_{c,t. c}$ と表示) と J^* の関係を求めた。両関係より導出した $\dot{\epsilon}_{c,t. t} / \dot{\epsilon}_{c,t. c} - J^*$ の関係をFig. 4-41に実線で示す。ただし、 r としては0.02mm (平均結晶粒径) を採用した。高 J^* 域で $\dot{\epsilon}_{c,t. t} < \dot{\epsilon}_{c,t. c}$ となる傾向が認められる。つまり、高 J^* 域では同一 J^* 値に対しても静クリープの方が時間依存性疲労よりもき裂先端近傍のひずみ速度が速いことになる。図中の ■、□ 印は、本試験片 (外径14mm, 内径11mm) $l = 2$ mm に対する $\sigma_{max} = 206$ MPa と 98MPa におけるTable 4-5の $\dot{\epsilon} - \sigma_{max}$ 関係と付録式(30)～(34)より評価した J^* に対応する $\dot{\epsilon}_{c,t. t} / \dot{\epsilon}_{c,t. c}$ 値をプロットしたものである。 $\sigma_{max} = 206$ MPa では $\dot{\epsilon}_{c,t. t} / \dot{\epsilon}_{c,t. c}$ は0.6前後であるが、 $\sigma_{max} = 98$ MPa では $\dot{\epsilon}_{c,t. t} / \dot{\epsilon}_{c,t. c}$

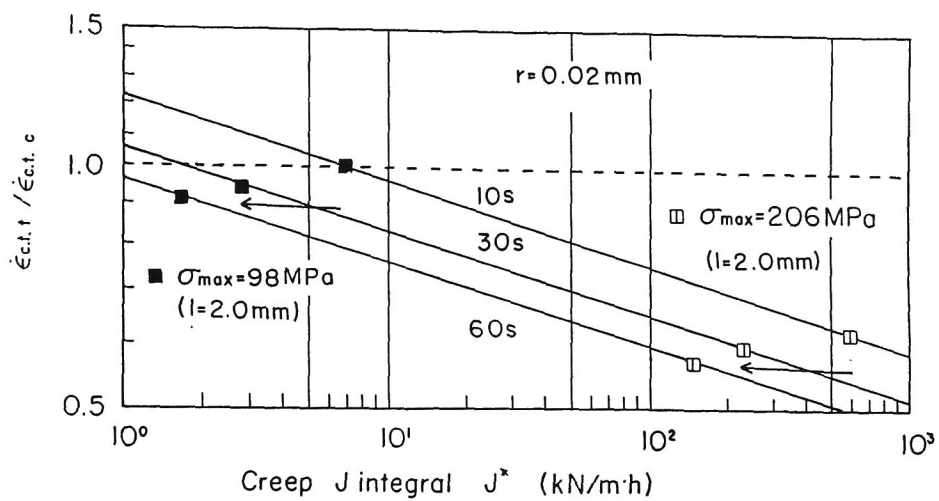


Fig. 4-41 Relationship between $\dot{\epsilon}_{c.t. t} / \dot{\epsilon}_{c.t. c}$ and creep J-integral. Here, $\dot{\epsilon}_{c.t. t}$ and $\dot{\epsilon}_{c.t. c}$ are $\dot{\epsilon}_{c.t.}$ in time-dependent fatigue and static creep, respectively.

>1 となる。ところが、F i g. 4-39に示したように、静クリープと時間依存性疲労の相違は、低 ΔJ_e 域でも高 ΔJ_e 域と同等がそれ以上大きい。したがって、高 ΔJ_e の場合を除き、(イ)も支配的な原因ではないと考えられる。

次に、 $dL/dN-\Delta\epsilon_{c,t.}$ 関係について検討する。上述の $\Delta\epsilon_{c,t.}-\Delta J_e$ 関係の考察は、静クリープと時間依存性疲労の $dL/dN-\Delta J_e$ 関係の相違が $dL/dN-\Delta\epsilon_{c,t.}$ 関係の相違によるものであることを示唆している。事実、F i g. 4-42に示すように、試験片に貼付したニッケルメッシュより測定した $\Delta\epsilon_{c,t.}$ と dL/dN の関係では、応力比が小さくなる程、静クリープと時間依存性疲労のかい離が大きくなる。この原因として、(あ)き裂前方のひずみこう配 $-(\partial\epsilon/\partial x)_{c,t.}$ の相違、(い)き裂伝ばの一時的な休止期間(き裂伝ばの潜伏期)の存在が考えられる。ところが、F i g. 4-4に示したように、 $-(\partial\epsilon/\partial x)_{c,t.}$ には静クリープと時間依存性疲労で差がない。つまり、(あ)の影響は小さいことになる。一方、メッシュを用いたひずみ測定結果より、引張り応力保持初期にはき裂先端のひずみは小さく、伝ばを開始する破壊ひずみ ϵ_f に達するにはしばらく時間を要することが判明した。F i g. 4-43にき裂先端のひずみが ϵ_f に達した時間(引張り保持時間1分の試験の場合)を示す。また、第5章で述べるように、直流電位差法を用いた引張り応力保持台形波形時間依存性疲労における1サイクル中のき裂伝ば挙動の観察(第5章, F i g. 5-12)からも、応力保持初期にき裂が伝ばしない期間が存在することが明らかになっている。つまり、F i g. 4-39等の $dL/dN-\Delta J_e$ 関係における静クリープと時間依存性疲労の相違は(い)によるものと判断される。

4. 6. 3 き裂伝ばの潜伏期間

前項までの検討より、時間依存性疲労と静クリープの $dL/dN-\Delta J_e$ 関係の相違はき裂伝ばの潜伏期間に起因することが明らかになった。潜伏期間が存在する機構としては、以下のものが考えられる。

(a) 除荷または圧縮中にき裂前方のクリープ損傷が回復することにより、一時的にき裂が停留する。

(b) 応力負荷時にクリープ損傷が大きい部分でき裂が瞬間的に伝ばしてしまうことにより、引張り応力保持初期におけるき裂先端近傍の損傷は連続伝ばき裂のそれよ

σ_{\max} (MPa)	R	t_{TH} (min)	t_{CH} (min)	Symbol
226	-1	1	1	□
226	-1	1	0.2	▣
226	-0.83	1	1	▲
226	-0.5	1	1	△
226	0	1	1	□

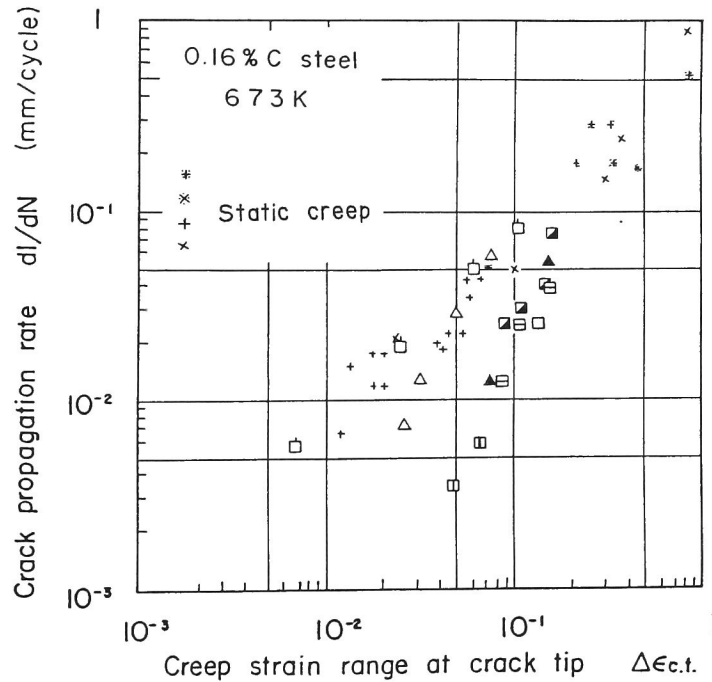


Fig. 4-42 Relationship between dl/dN and $\Delta\epsilon_{c.t.}$

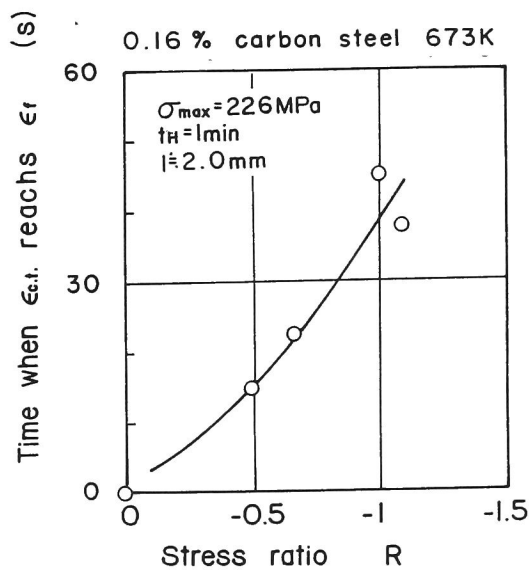


Fig. 4-43 Time when $\epsilon_{c.t.}$ reaches fracture strain in tensile stress hold period.

りかなり小さくなる。したがって、この損傷状態が連続伝ばき裂の状態に復するまでき裂は一時的に停留する。

さて、このようなき裂伝ばの潜伏期を力学的に評価することは困難である。そこで、経験的に以下の検討を行い、潜伏期の影響度合について検討を試みた。F i g s. 4-39、4-40、4-42より静クリープと時間依存性疲労のかい離が大きくなるのは、応力比 R が小さい場合、保持時間 t_H が短い場合、引張り応力 σ_{max} が小さい場合である。そこで、この傾向を考慮して

$$(\Delta J_c)_{eq} = \Delta J_c / \gamma, \quad J_{eq}^* = J^* / \gamma \quad (4-37)$$

$$\gamma = 1 + \frac{C_1(1-R)}{C_2 + \tau_H} \quad (4-38)$$

なる修正係数 γ を考えた。ここで、 C_1 と C_2 は定数、 τ_H は次式より求められる無次元化保持時間である。

$$\tau_H = EB\sigma_{max}^{n-1} t_H \quad (4-39)$$

$1/\gamma$ はき裂伝ばに直接寄与した $(\Delta J_c)_{eq}$ の1サイクル中に与えられた ΔJ_c (見かけのクリープJ積分範囲) に対する割合である。つまり、 $1/\gamma$ は、室温疲労(繰返し数依存疲労)における開口比 U (き裂伝ばに直接寄与した有効弾性応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の負荷された弾性応力拡大係数 ΔK に対する割合) に類似した性格をもつものであると理解できる。F i g s. 4-44と4-45に、F i g s. 4-39と4-40に対応する $dL/dN - (\Delta J_c)_{eq}$ 関係(または $dL/dt - J_{eq}^*$ 関係)を示す。ここで、 B と n は静クリープの値を採用し、動クリープでは $t_H = 0$ として計算した。式(4-37)、(4-38)のような修正で、静クリープと時間依存性疲労は一致する。C r-M o-V 鋳鋼等についても、同様の結果が得られた。T a b l e 4-15に C_1 と C_2 の値を示す。 C_1 は0.2~1.0、 C_2 は0.15前後であり、材料間の相違は大きくない。

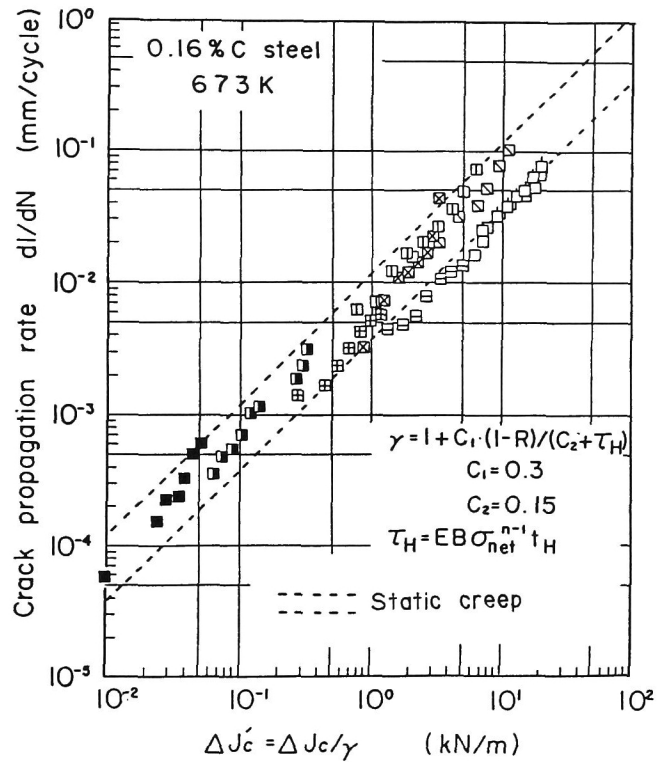
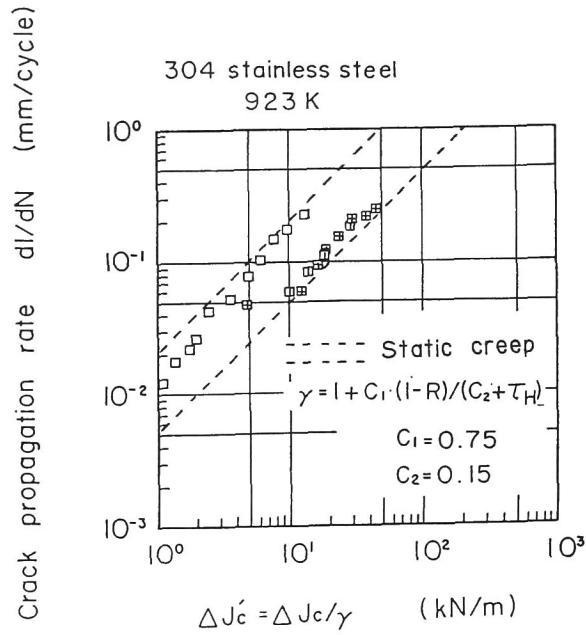


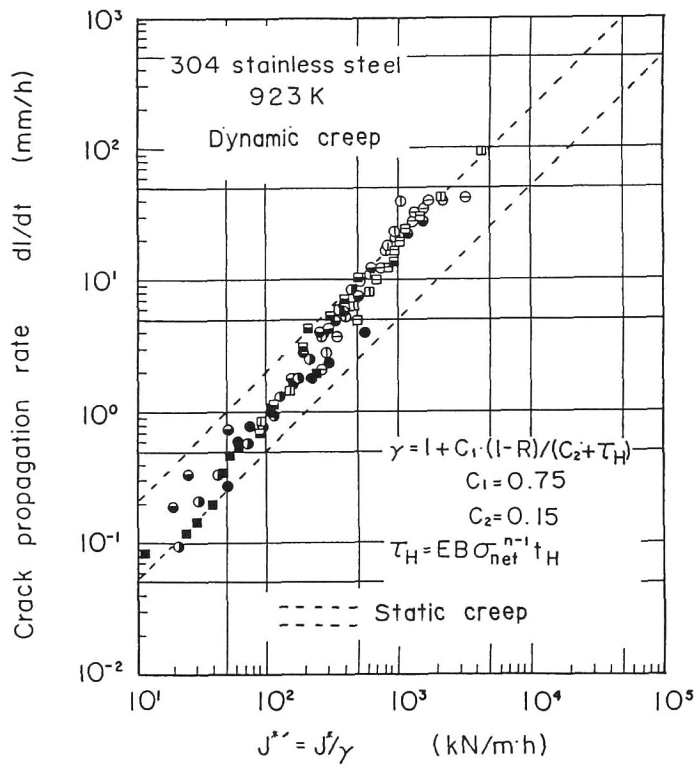
Fig. 4-44 Relationship between dl/dN and equivalent creep J -integral range, $(\Delta J_c)_{eq}$, of 0.16% carbon steel.

Table 4-15 Values of C_1 and C_2 .

Material	C_1	C_2
0.16% carbon steel	0.3	0.15
304 stainless steel	0.75	0.15
Cr-Mo-V cast steel	0.225	0.15
2.1/4Cr-1Mo steel	1.0	0.1



(a) Time-dependent fatigue.



(b) Dynamic creep.

Fig. 4-45 Relationships between dI/dN and $(\Delta J_c)_{eq}$ in time-dependent fatigue, and dI/dt and equivalent creep J-integral, J^*_{eq} in dynamic creep of 304 stainless steel.

4. 7 結 言

本章では、時間依存性疲労き裂伝ば則について実験的検討を行った。まず、ニッケルメッシュを貼付した試験片を用いてき裂先端近傍のひずみ状態を調べ、これとき裂伝ば速度やクリープJ積分の関係について検討した。次に、小規模クリープから大規模クリープへの遷移と除荷または圧縮中の組織回復に起因する再負荷時のひずみ速度の加速が時間依存性疲労き裂伝ば速度に及ぼす影響について検討した。そして、これらの検討により得られた時間依存性疲労き裂伝ばの $dl/dN-\Delta J_c$ 関係に及ぼす各種因子の影響についても調べた。最後に、静クリープき裂伝ばと時間依存性疲労き裂伝ばの関係を詳細に比較し、その相違について検討した。

得られた結果は、次のとおりである。

I き裂先端近傍のひずみ観察結果

- (1) 破壊ひずみ ϵ_f は応力比 R が小さくなるとともに減少するが、各試験においては一定である。つまり、各試験ごとには破壊ひずみ一定のき裂伝ば条件が満足されている。
- (2) き裂伝ば速度 dl/dt と $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ および $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ の間に、静クリープと同様

$$dl/dt = \dot{\epsilon}_{c,t.} / -(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.} \quad (4-2)$$

の関係が成立している。

- (3) $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ は、き裂の伝ばとともに多少減少するものの、その減少幅は小さい。また、静クリープを含め時間依存性疲労における $-(\partial\epsilon/\partial r)_{c,t.}$ の相違は小さい。式(4-2)と考え合わせると、 dl/dt は $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ に律速されていることになる。実験結果からも、 dl/dt と $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ に良い対応関係が得られた。
- (4) 同一き裂長さ、同一応力においても、時間依存性疲労き裂伝ば速度は、静クリープのそれより速い。これは、①小規模クリープから大規模クリープへの遷移、②除荷あるいは圧縮時の組織回復、による $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ の過渡的な加速によるものである。

II 小規模クリープから大規模クリープへの遷移による時間依存性疲労き裂伝ば速度の加速

- (1) インコネル 718, 923 K (650℃) の応力引張り保持時間が短い時間依存性疲労では、小規模クリープから大規模クリープへの遷移がき裂伝ばに大きな影響を及ぼす。
- (2) き裂伝ば速度 dl/dt は、最大応力拡大係数 K_{max} や定常クリープ J 積分 J_{st}^* と良い対応関係を示さない。 K_{max} は小規模クリープ下のき裂先端近傍のひずみ速度場の強さを代表するパラメータであり、 J_{st}^* は大規模定常クリープ下のそれを代表するパラメータである。つまり遷移条件下では、どちらか一方のみのパラメータでは dl/dt を整理することはできない。
- (3) 遷移条件下のき裂先端近傍のひずみ速度場の強さを代表するクリープ J 積分の時間平均値を \bar{J}^* (時間平均クリープ J 積分) とすると、 dl/dt は \bar{J}^* と良い対応関係を示す。つまり、遷移条件下の dl/dt の支配力学量としては \bar{J}^* が適当である。
- (4) 上述の時間依存性疲労における $dl/dt \sim \bar{J}^*$ 関係は、大規模クリープ条件下における静クリープの $dl/dt \sim J^*$ 関係にほぼ一致した。

Ⅲ 組織回復による時間依存性疲労き裂伝ば速度の加速

- (1) 0.16% C 低炭素鋼, 673 K (400℃) の時間依存性疲労では、圧縮期間中の組織回復に起因するひずみ速度の加速がき裂伝ばに大きい影響を及ぼす。
- (2) き裂伝ば速度 dl/dN は、定常クリープ構成式を基に評価した定常クリープ J 積分範囲 ΔJ_{est} と良い対応を示さない。
- (3) き裂中央開口変位と荷重のヒステリシス・ループよりクリープ J 積分範囲 ΔJ_c および疲労 J 積分範囲 ΔJ_f の値を求める簡便評価式を提案した。
- (4) き裂中央開口変位を用いて評価したクリープ J 積分範囲 ΔJ_c は、平滑試験片の時間性疲労変形特性を用いて解析的に評価したクリープ J 積分範囲 $(\Delta J_{est})_{an}$ と一致した。つまり、組織回復による変形特性の変化による J 積分値の増大がある場合にもき裂中央開口変位を用いて ΔJ_c 値を評価できる。
- (5) dl/dN は ΔJ_c と良い対応関係を示した。その関係は、静クリープの $dl/dN \sim \Delta J_c$ 関係 (1 サイクル = 1 分) と比較的良く一致している。つまり、組織回復による ΔJ_c 値の変化を考慮すれば、 dl/dN は統一的に ΔJ_c により整理できる。

Ⅳ 時間依存性疲労き裂伝ばに及ぼす各種因子の影響

(1) $dL/dN-\Delta J_c$ 関係は、試験温度、引張り応力保持時間、応力比、圧縮応力波形によらずほぼ一価関係が成立する。

(2) インコネル718を除くと、 dL/dN (mm/cycle) $-\Delta J_c$ (kN/m) 関係の材料間の相違は小さく

$$dL/dN \quad (0.0008 \sim 0.005) \Delta J_c \quad (4-34)$$

が成立している。また、同一 ΔJ_c 値に対して、ニッケル基超合金、オーステナイト系ステンレス鋼、低合金鋼の順で dL/dN は小さくなる。

V 静クリープき裂伝ばと時間依存性疲労き裂伝ばの相関

(1) 静クリープと時間依存性疲労の dL/dN と ΔJ_c 関係は、比較的良く一致している。しかし、詳細に見ると、後者の dL/dN は、同一 ΔJ_c 値に対する前者の dL/dN より小さくなる傾向がある。

(2) (1)の相違は、き裂伝ばの一時的な休止期間(き裂伝ばの潜伏期)の存在によるものである。

(3) ΔJ_c のうち、き裂伝ばに直接寄与した部分を等価クリープJ積分範囲 $(\Delta J_c)_{eq}$ と定義すると、 $(\Delta J_c)_{eq}$ は式(4-37)および式(4-38)より評価できる。

$$(\Delta J_c)_{eq} = \Delta J_c / \gamma \quad (4-37)$$

$$\gamma = 1 + \frac{C_1(1-R)}{C_2 + \tau_H} \quad (4-38)$$

参考文献

- [1] 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 材料, Vol. 29, No. 320, p. 465(1980).
- [2] H. Riedel and J. R. Rice, ASTM STP700 p. 112(1980).
- [3] S. Taira and R. Ohtani, Proc. 1976 Int. Conf. on Mech. Behav. of Mat.,

Special Vol., p.155(1976).

- 〔 4 〕 大谷隆一, 中村貞行, 材料, Vol.25, No.275, p.738(1976).
- 〔 5 〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, A, Vol.47, No.416, p.400
(1981).
- 〔 6 〕 長谷川正, 及川 供, 日本金属学会報, Vol.11, No.3, p.192(1972).
- 〔 7 〕 大谷隆一, 材料の高温強度論, オーム社刊, p.58(1980).
- 〔 8 〕 大谷隆一, 駒井謙次郎共編, 環境・高温強度学, 総合材料強度学講座7, p.323
(1984).
- 〔 9 〕 S.Kubo, Technical Report No.84, Brown University, MRLE-133(1981).
- 〔 10 〕 久保司郎, 第19回高温強度シンポジウム前刷集, p.156(1981).
- 〔 11 〕 J.R.Rice and G.F.Rosengren, J.Mech.Phys.Solids, Vol.16, No.1, p.1(1968).
- 〔 12 〕 J.W.Hutchinson, J.Mech.Phys.Solids, Vol.16, No.1, p.13(1968).
- 〔 13 〕 J.W.Hutchinson, J.Mech.Phys.Solids, Vol.16, No.5, p.337(1968).
- 〔 14 〕 大路清嗣, 久保司郎, 平原裕明, 日本機械学会論文集, A, Vol.50, No.457, p.1583
(1984).
- 〔 15 〕 K.Kuwabara, A.Nitta and T.Kitamura, Engn. Fract. Mech. Vol.20, No.2, p.229
(1985).
- 〔 16 〕 G.R.Halford, M.H.Hirshberg and S.S.Manson, ASTM STP 520, p.658(1973).
- 〔 17 〕 S.S.Manson, ASTM STP 520, p.744(1973).
- 〔 18 〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol.44, No.382, p.1831
(1978).
- 〔 19 〕 藤野宗明, 石川文紀, 大谷隆一, 材料, Vol.29, No.317, p.113(1980).
- 〔 20 〕 大谷隆一, 山田勝彦, 柏木隆文, 松原弘明, 日本機械学会論文集, A, Vol.48,
No.435, p.1378(1982).

第5章 クリープ・疲労相互作用下の き裂伝ば

5. 1 緒 言

緒論で述べたように、純時間依存性疲労領域と純繰り返し数依存性領域の間にはクリープと疲労が相互作用をしていると考えられている領域がある。このような領域では、時間依存性のき裂伝ばと繰り返し数依存性のき裂伝ばが重畳したり、相互に影響を及ぼしあったりして、き裂伝ば速度が著しく加速されると考えられている〔1〕。また、クリープ損傷が累積している材料内を繰り返し数依存性疲労き裂が伝ばする場合や、逆に疲労損傷が累積している材料内を時間依存性疲労のき裂が伝ばする場合にもき裂伝ばの加速が生じると考えられている〔2〕。これも、クリープ・疲労相互作用の1種であるとされている。しかし、実際にき裂伝ば速度の加速が生じているのか否か、生じるとすればどのような機構に基づく相互作用であるのか、その定量的評価はいかにすれば良いかなどについてはまったくと言っても良いほど不明のままである。

さて、前章までの検討より、時間依存性疲労き裂伝ば速度はクリープJ積分（範囲）に、繰り返し数依存性疲労き裂伝ば速度は疲労J積分範囲に各々律速されていることが明らかになった。本章では、この伝ば則を基に上述のクリープ・疲労相互作用下のき裂伝ば挙動について検討する。

まず、5. 2節においては、き裂伝ば速度が、①き裂先端近傍の応力場、ひずみ場、ひずみ速度場の強さ、②き裂伝ば条件（き裂先端の破壊条件）、により決定されることに着目し、き裂伝ばのクリープ・疲労相互作用が①と②のいずれの相互作用に起因するのかについて検討する。また、クリープと疲労の境界条件についても考察する。

5. 3節では、引張り応力保持台形波疲労における1サイクル中のき裂伝ば量を直流電位差法〔3-5〕を用いて直接かつ連続して測定し、クリープ・疲労相互作用下のき裂伝ば機構について検討する。

5. 4節では、予め平滑試験片に大きな時間依存性疲労損傷（クリープ損傷）または繰返し数依存性疲労損傷（疲労損傷）を与え、その後に切欠きをつけて高温疲労き裂伝ば試験を実施する。これより、予め導入されていたクリープ損傷または疲労損傷とき裂伝ば試験で導入される損傷の相互作用の影響について検討し、5. 2節および5. 3節の結果を含めた総合的な考察を行う。

5. 2 変形と破壊のクリープ・疲労相互作用

5. 2. 1 試験方法

供試材は、第2章、第3章および第4章（2. 3、3. 4、4. 5節）で用いたものと同じCr-Mo-V鋼である。試験は温度823 K（550℃）、大気中で実施した。応力条件をTable 5-1に整理して示す。応力波形は、引張り・圧縮保持台形波を基本とし、一部正弦波でも試験を行なった。また、 ΔJ_f および ΔJ_c の評価は、4. 4. 1項の式（4-23）および（4-24）を用いて行った。

5. 2. 2 試験結果および考察

高温疲労き裂伝ば速度は、Fig. 5-1に示すような周期依存性を示す。ここでは、時間依存性領域Cと繰返し数依存性領域Fの中間に位置するクリープ・疲労相互作用領域Iのき裂伝ばを中心に検討する。

さて、き裂伝ば速度は、①変形の条件と②破壊の条件より決定されと考えられる。①はき裂先端近傍の応力場、ひずみ場（または、ひずみ速度場）の強さを決定する条件を指し、②はある一定の応力場、ひずみ場（または、ひずみ速度場）に対する1サイクル（または、単位時間）あたりのき裂先端の破壊量（き裂伝ば量）を決定する条件を指すものである。別の表現をすれば、①は破壊の駆動力であり、②は破断の抵抗である。そこで、①と②に分けてクリープ・疲労相互作用領域のき裂伝ばについて検討を行う。

Table 5-1 Test conditions in section 5.2.

Cr-Mo-V cast steel, 823K				
Stress waveform	Maximum stress (MPa)	Minimum stress (MPa)	Frequency (Hz)	Hold time (s)
cc	196	-196	1.39×10^{-4}	3600
			8.32×10^{-4}	600
			8.20×10^{-3}	60
			4.55×10^{-2}	10
			2.50×10^{-1}	1
pp	196	-196	1	0
	245	-245	1	0

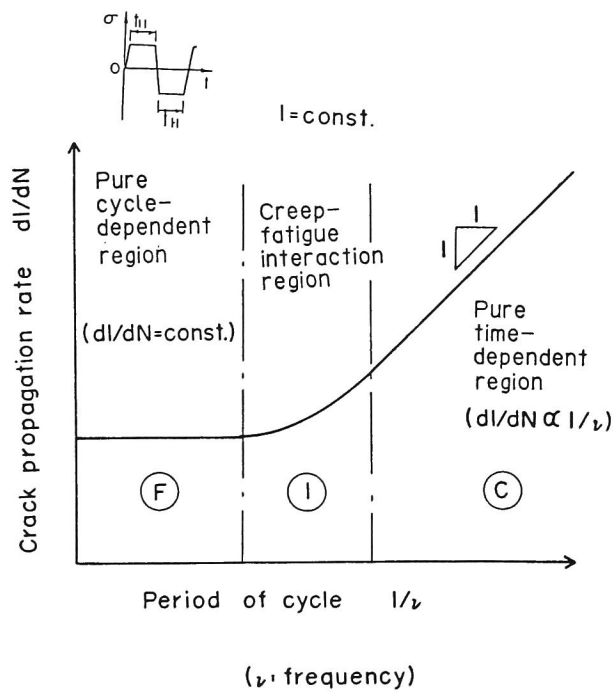


Fig. 5-1 Schematic diagram of relation between crack propagation rate, dl/dN , and period of cycle, $1/v$.

まず、①のクリープ・疲労相互作用の有無を調べるために引張り・圧縮応力保持疲労の場合を考える。前章までに述べてきたように、この場合のき裂先端の応力場等の強さは ΔJ_f または ΔJ_c によって代表される。弾塑性変形がクリープ変形の影響を受けない場合には、引張り半サイクル中に発生する弾塑性変形は周期 $1/\nu$ によらず一定となるため、F i g. 5-2 (a) 中に実線で示すように、 ΔJ_f 値も $1/\nu$ によらない。また、クリープ変形が弾塑性変形の影響を受けない場合には、 J^* は応力保持期間中一定となるため、 J^* の時間集積値である ΔJ_c は周期 $1/\nu$ に比例する。つまり、変形にクリープ・疲労相互作用がない場合には、

$$\Delta J_f = \text{const.} \quad (5-1)$$

$$\Delta J_c \propto 1/\nu \quad (5-2)$$

となる。変形にクリープ・疲労相互作用がある場合、例えば相互に変形を増加させるような相互作用がある場合には、図中に破線で示すように、式 (5-1) と (5-2) の関係は成立しない。

一方、②のクリープ・疲労相互作用の有無を調べるためには、F i g. 5-2 (b) に示すように、 ΔJ_f 一定の条件の下での dL/dN と ΔJ_c の関係（または、 ΔJ_c 一定下での dL/dN と ΔJ_f の関係）を求める必要がある。 ΔJ_c が大きい領域では dL/dN は ΔJ_c に律速されるため dL/dN は ΔJ_c に比例する。 ΔJ_c が小さい領域では dL/dN は ΔJ_f によって律速されるが、本図では ΔJ_f は一定であるため dL/dN も一定となる。これらは、クリープ・疲労相互作用の有無にかかわらない。問題は両領域の中間領域である。相互作用がない場合には、中間領域においても dL/dN は ΔJ_f あるいは ΔJ_c のどちらか一方のみに律速されることになる。すなわち、破壊にクリープ・疲労相互作用がない場合には、F i g. 5-2 (b) に実線で示すように dL/dN - ΔJ_c 関係は折れ線となる。他方、クリープ・疲労相互作用がある場合には、 dL/dN が ΔJ_c または ΔJ_f 単独では整理できない領域が現れることになる。すなわち、 dL/dN - ΔJ_c 関係は図中に破線で示すようにわん曲を示す。

ここで、F i g. 5-3 に変形と破壊の相互作用の有無の組み合わせとそれによるき裂伝ば (dL/dN - $1/\nu$) の相互作用の関係を模式的に示す。変形、破壊ともクリープ・疲労

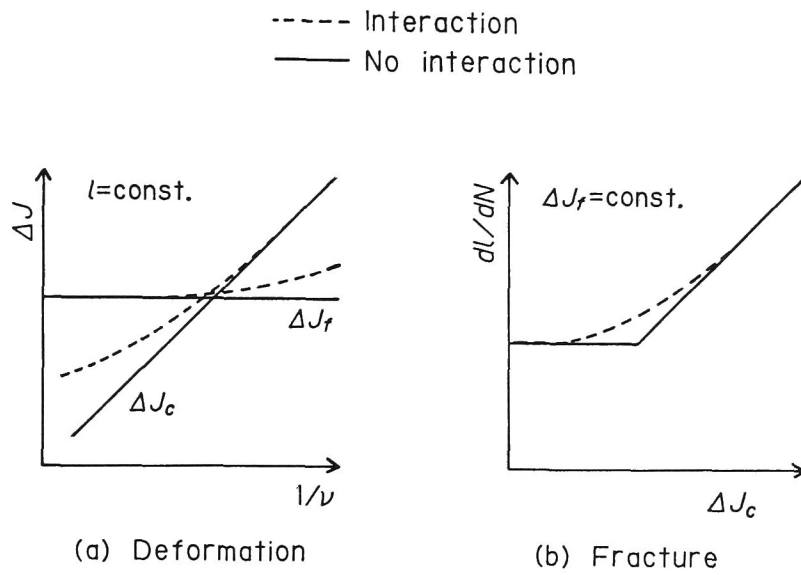


Fig. 5-2 Schematic diagram showing creep-fatigue interaction of deformation and fracture at crack tip.

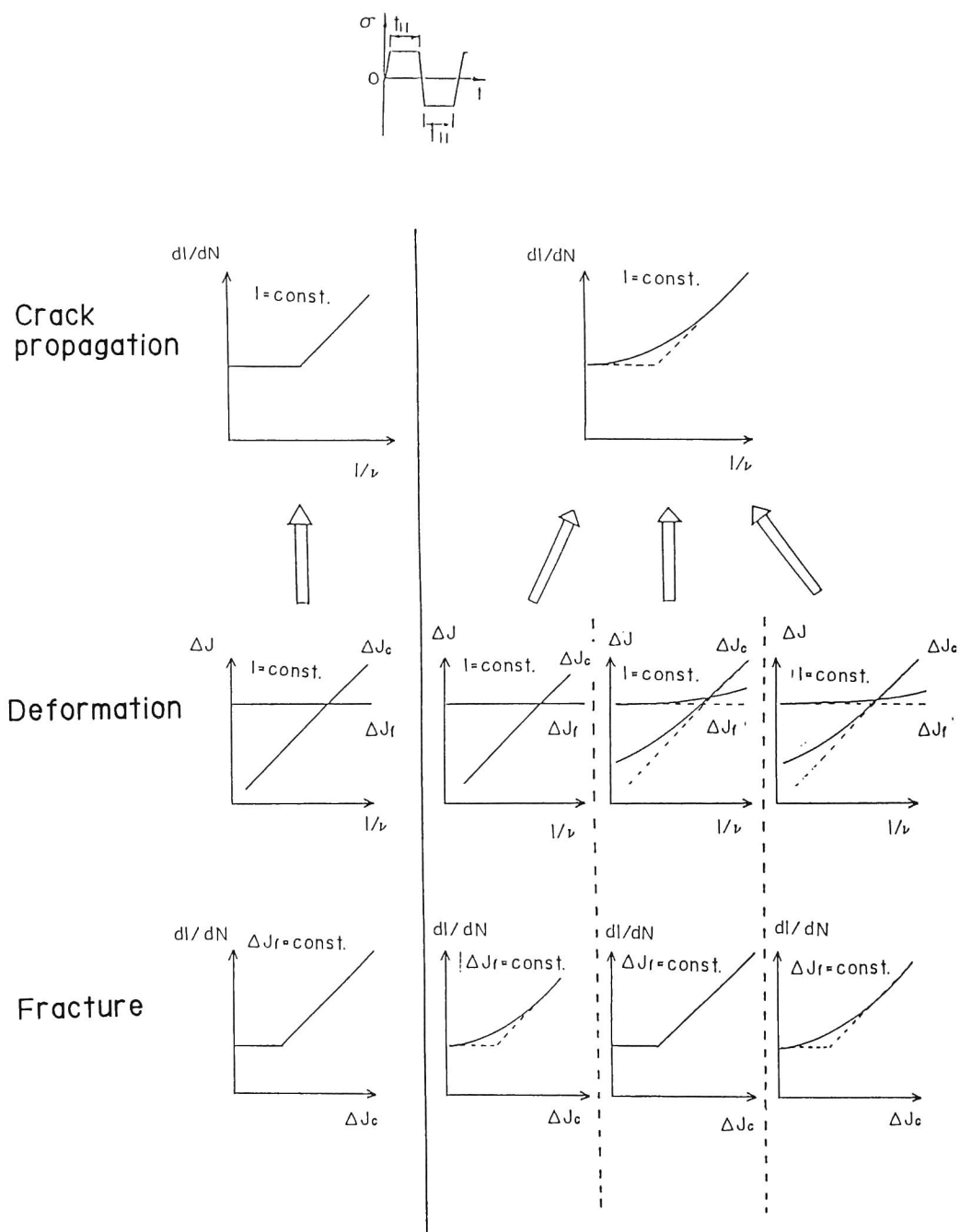


Fig. 5-3 Creep-fatigue interaction of crack propagation related to combination of the interaction of deformation and fracture.

相互作用がない場合には、 $dl/dN-1/v$ 関係にはクリープ・疲労相互作用領域は現れない。しかし、変形または破壊のどちらか一方でも相互作用がある場合には $dl/dN-1/v$ 関係にも相互作用領域が存在する。つまり、 $dl/dN-1/v$ 関係にクリープ疲労相互作用領域が現れる場合として次の3つがある。

- (1) 変形に相互作用がなく、破壊に相互作用がある場合
- (2) 変形に相互作用があり、破壊に相互作用がない場合
- (3) 変形、破壊ともに相互作用がある場合

以上の考察に基づいて試験結果より検討を行う。

Fig. 5-4に実験より求めたCr-Mo-V鋼の dl/dN と $1/v$ の関係を示す。 $5s < 1/v < 1000s$ の範囲で $dl/dN-1/v$ 関係はわん曲しており、明瞭なクリープ・疲労相互作用領域が認められる(Fig. 5-1に対応)。

Fig. 5-5は、 ΔJ_f および ΔJ_c と $1/v$ の関係である(Fig. 5-2(a)に対応)。 ΔJ_c は $1/v < 1000s$ で、 ΔJ_f は $10s < 1/v$ で直線関係から逸脱している。つまり、変形にはクリープ・疲労相互作用が存在する。この主原因は、前章で明らかにした小規模クリープの影響〔6, 7〕および圧縮期間中の組織回復による軟化〔8〕の2因子である。なお、Fig. 5-5には $\Delta J_c-1/v$ 関係をプロットしたが、4.6節の結果を考慮して $(\Delta J_c)_{eq}-1/v$ 関係で表示しても同様の結果が得られる。

Fig. 5-6は、 ΔJ_f 一定 ($\Delta J_f = 10 \text{ kN/m}$) 下における $dl/dN-\Delta J_c$ の関係を示す(Fig. 5-2(b)に対応)。同図には、クリープ・疲労相互作用領域がほとんどない。つまり、破壊におけるクリープ・疲労相互作用は非常に小さいと結論できる。なお、 ΔJ_c のかわりに $(\Delta J_c)_{eq}$ を用いても同じ結果が得られている。

以上の結果をまとめると、高温疲労き裂伝ばにおけるクリープ・疲労相互作用はクリープ変形と弾塑性変形の相互作用によるものであり、クリープ破壊と疲労破壊の相互作用はほとんどないと結論できる。このことは、換言すれば次のようにも言える。弾塑性あるいは非弾性変形の種類によって、時間依存性のクリープ破壊あるいは繰返し数依存性の疲労破壊のいずれとも異なる別の破壊機構が現れるということはない。

次に、上述のき裂先端におけるクリープ破壊と疲労破壊の境界条件について考察する。

繰返し数依存性疲労および時間依存性疲労のき裂伝ば則を各々

$$(dl/dN)_f = C_f \Delta J_f^{m_f} \quad (5-3)$$

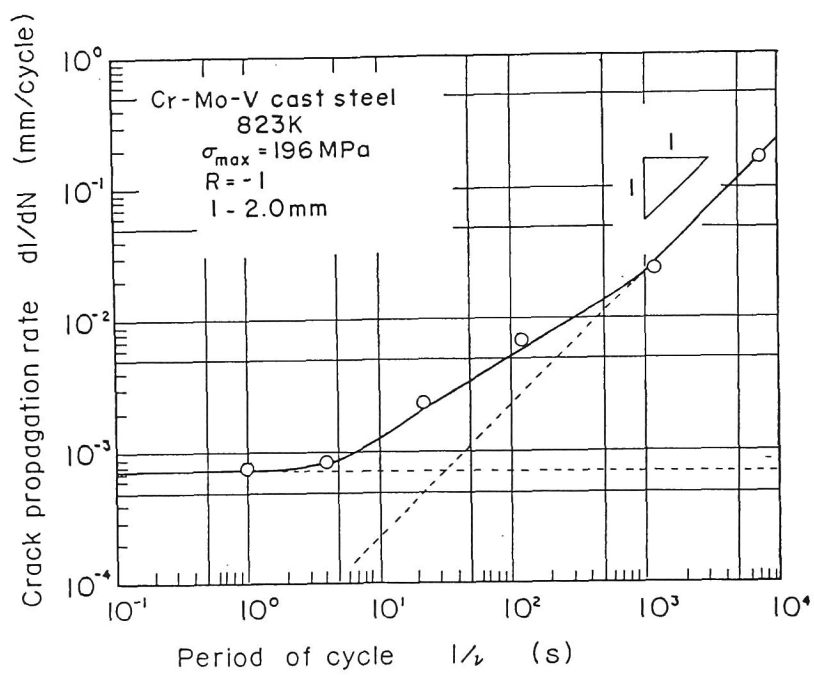


Fig. 5-4 Relationship between crack propagation rate, dl/dN , and period of cycle, $1/\nu$, in Cr-Mo-V cast steel.

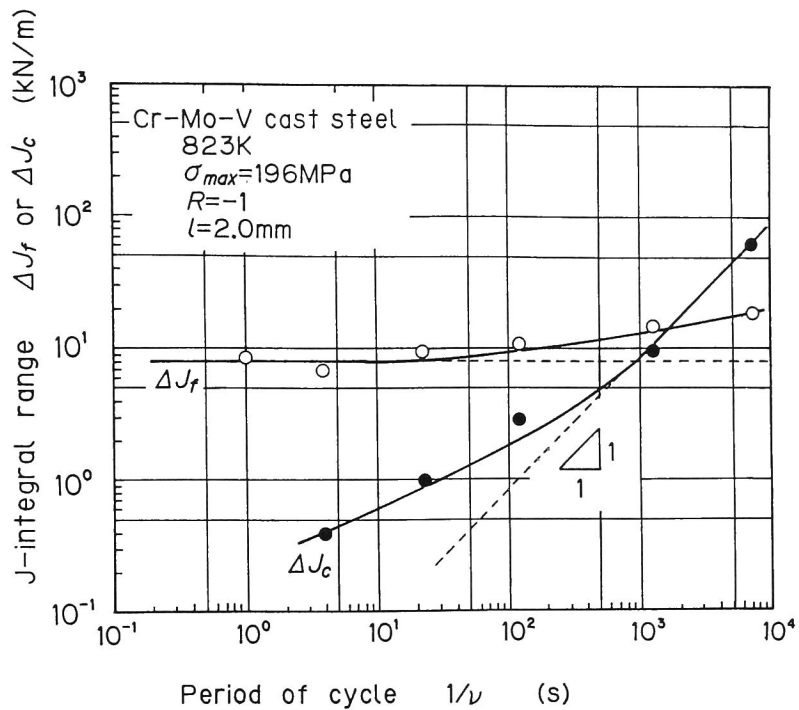


Fig. 5-5 Relationship between J-integral ranges and period of cycle in Cr-Mo-V cast steel.

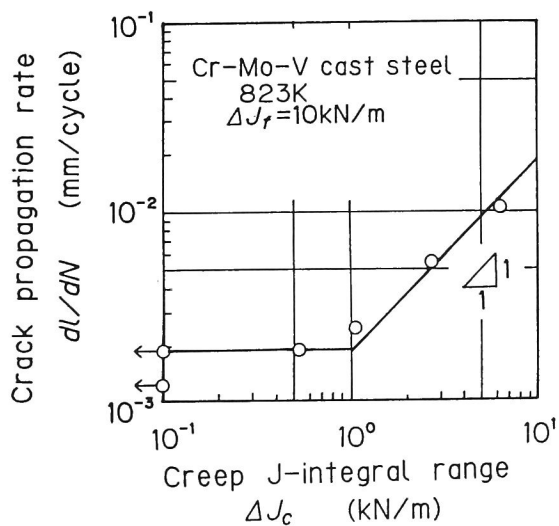


Fig. 5-6 Relationship between crack propagation rate and creep J-integral range under constant fatigue J-integral range in Cr-Mo-V cast steel.

$$(dl/dt)_c = C_c J^{*m_c} \quad (5-4)$$

または

$$(dl/dN)_c = C_c \Delta J_c \quad (m_c = 1) \quad (5-5)$$

とする (C_f 、 C_c 、 m_f 、 m_c 材料定数)。繰返し数依存性疲労と時間依存性疲労の境界条件は F i g. 5-2 (b) の折れ曲がり点で表される。すなわち、

$$(dl/dN)_f = (dl/dN)_c \quad (5-6)$$

である。式 (5-3) および (5-4) または (5-5) を式 (5-6) に代入すると、

$$\int_0^{t_H} J^{*m_c} dt = \frac{C_f}{C_c} \Delta J_f^{m_f} \quad (5-7)$$

または

$$\Delta J_c = \frac{C_f}{C_c} \Delta J_f^{m_f} \quad (m_c = 1) \quad (5-8)$$

が得られる。この式 (5-7) または (5-8) がクリープと疲労の遷移条件、すなわち時間依存性疲労き裂伝ばと繰返し数依存性疲労き裂伝ばの境界を表す。

4. 6 節の結果に基づけば、式 (5-7) の ΔJ_c または式 (5-8) の J^* をおのこの $(\Delta J_c)_{eq}$ または J_{eq}^* で置換して表した方が良いことになる。ここで、C r-M o-V 鋼の dl/dN - ΔJ_f 関係 ($C_f = 3.0 \times 10^{-5}$ 、 $m_f = 1.8$; 2. 3 節参照) と dl/dN - $(\Delta J_c)_{eq}$ 関係 ($C_c = 3.5 \times 10^{-2}$ 、 $m_c = 1.0$; 4. 6 節参照) から求めた境界条件を F i g. 5-7 に示す。ただし、 $\Delta J_f < \Delta J_{fth}$ では時間依存性のき裂伝ばが起こることが報告〔9〕されており、図ではこれも考慮して破線で示してある。なお、ここでは C r-M o-V 鋼の ΔJ_{fth} は求めていないため、便宜上 $\Delta J_{fth} = 0.2 \text{ kN/m}$ として図示した。

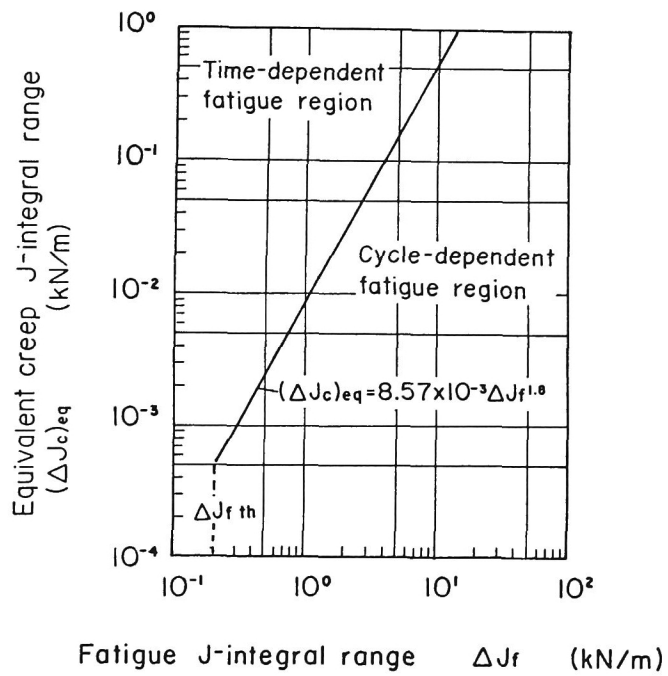


Fig. 5-7 Transient condition from cycle-dependent crack propagation to time-dependent one in Cr-Mo-V cast steel.

5. 3 クリープ疲労条件下の

1 サイクル中のき裂伝ば挙動

5. 3. 1 試験方法

供試材は304ステンレス鋼丸棒（日本鉄鋼協会、スペシメン・バンク材と同材）である〔10〕。試験片は、Fig. 5-8 (a) に示す平板試験片であり、試験片中央に直径1.5 mmの円孔を設けた後、室温にて疲労予き裂（全長約2 mm）を導入して試験に供した（Fig. 5-8 (b)）。試験は高周誘導加熱方式の電気油圧サーボ引張り・圧縮疲労試験機で行った。試験は、公称応力制御（荷重制御）で実施し、Fig. 5-9 に示す台形応力波形を用いた。Table 5-2 に示すように、応力保持時間 t_H は1ないしは3時間であるのに対して、応力変動時間 t_D+t_U は0.8ないしは4秒と非常に短い条件とした。試験温度は、873 K（600℃）とした。ただし、試験開始時に一方向に変形が偏らないように、引張り・圧縮の負荷を繰り返しながら設定応力を負荷した。

き裂長さは直流電位差法により測定した。一定電流が供給されているき裂体を考えると、き裂長さによりき裂周辺の電位分布は異なる。直流電位差法は、き裂をはさむ電位分布を測定し、それより逆にき裂長さを求める方法である。

本試験では、試験片のシャンク部に端子をとりつけ、定電流装置より直流電流20 Aを供給した。電位差は、切欠き中央上下端にとりつけたプローブ（直径0.3 mmのステンレス線）より測定した。試験片周辺と装置全体の構成図をFig. 5-10 (a) に、切欠き周辺の詳細をFig. 5-10 (b) に示す。試験中、電位差を連続して測定し、疲労サイクル中の電位差変化を記録した。本試験では、電位差測定系に混入する雑音を極力おさえ、1 μ V以下の精度で電位差の変化を測定することに成功した。これにより、き裂長さの変化を約3 μ mまで測定できるようになり、1サイクル中のき裂長さの変化を測定することが可能になった。き裂中央開口変位 V は、プローブの上下にステンレス線をスポット溶接し、これに伸び計のガラス棒を押し当てて測定した（Fig. 5-10 (b)）。

No. 4の試験片は、平滑試験片において予め、873 K（600℃）、Table 5-2 に示す応力条件で、応力-ひずみ曲線が安定するまで繰り返して硬化させた後、Fig. 5-8 (c) に示すような啞鈴型の切欠きを導入した。同試験片では、切欠きからのき裂発生以前の電位差の変化を調べ、電位差変化に及ぼす変形の影響について検討し

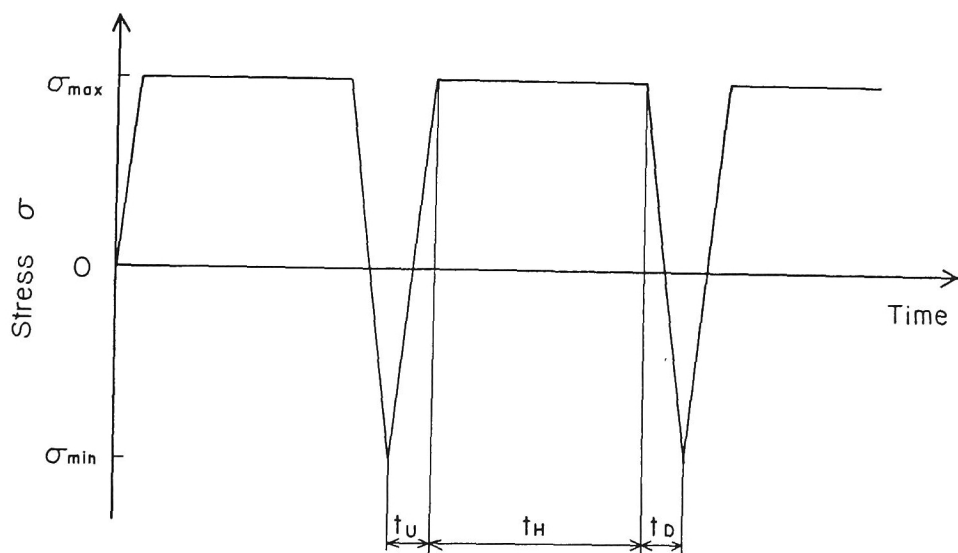
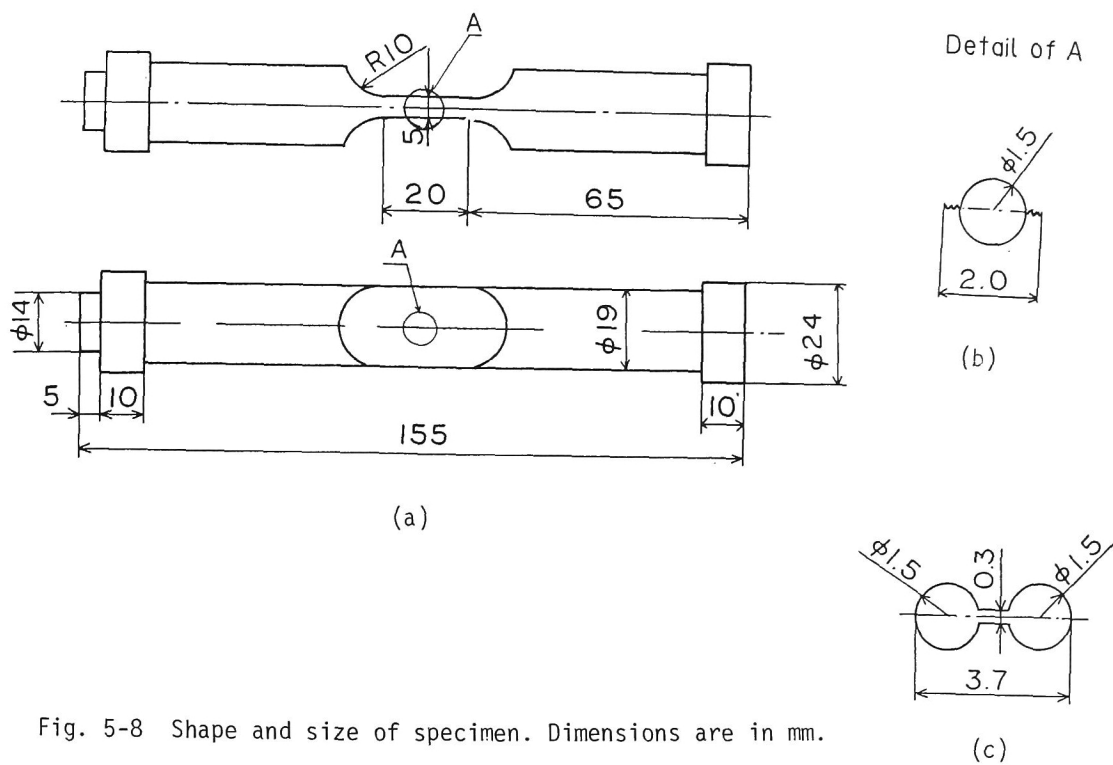
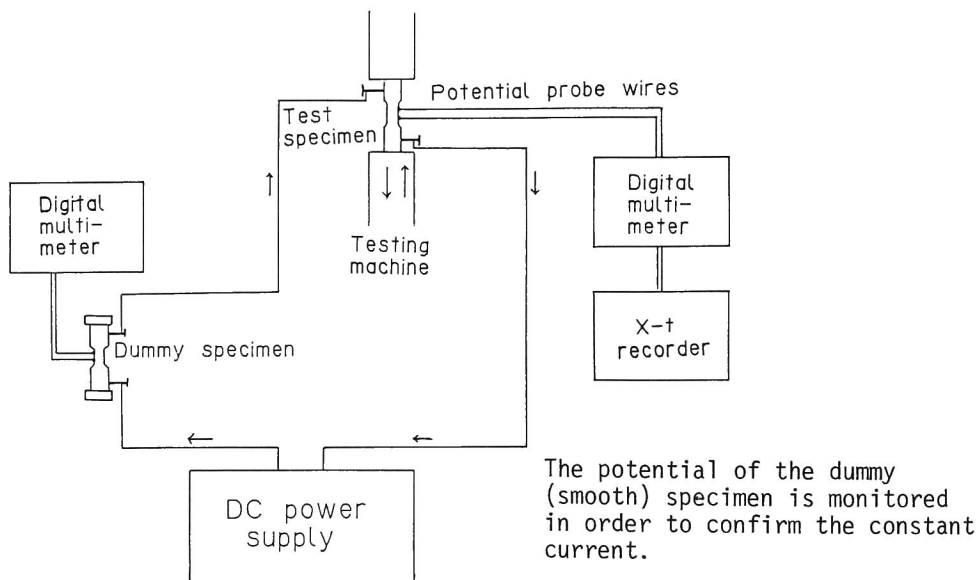


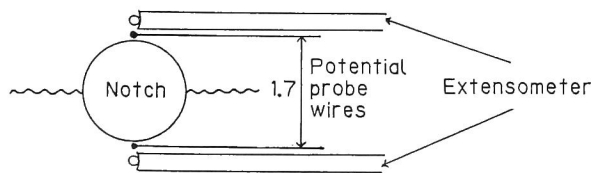
Table 5-2 Test conditions in section 5.3.

Specimen number	σ_{\max} (MPa)	t_H (s)	t_U, t_D (s)
No. 1	200	3600	2
No. 2	180	10800	2
No. 3	180	10800	0.4
No. 4	180	10800	2

Stress ratio $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = -1$



(a) System of DC potential drop method.



(b) Detail around the notch.

Fig. 5-10 System of DC potential drop method and detail around the notch.

た。ここで電位差測定用プローブ間隔は、F i g. 5-8 (b) の切欠きと同様の約 1.5 mmとした。

5. 3. 2 試験結果および考察

5. 3. 2. 1 直流電位差法によるき裂長さの測定

中央き裂平板試験片における F i g. 5-11 A A'間の相対電位差 E/E_o (E_o : 基準電位差) とき裂半長 l の間には次式が成立することが、電位分布の解析より明らかにされている〔11〕。

$$\frac{E}{E_o} = \frac{\cosh^{-1} \left(\frac{\cosh \pi y / 2W}{\cos \pi l / 2W} \right)}{\cosh^{-1} \left(\frac{\cosh \pi y / 2W}{\cos \pi l_o / 2W} \right)} \quad (5-9)$$

ここで、 $2y$ はプローブ間の距り、 $2W$ は板幅である。本試験では、 l が 2.5~3 mm に達した時点で試験を中断し、室温高サイクル疲労破壊させて破面より初期き裂長さ l_i と最終き裂長さ l_f を測定した。 l_i 、 l_f と初期電位差 E_i ($= E_o$) を用いて式 (5-9) より最終電位差 E_f を推定した。その結果、実測電位差と推定電位差の誤差は 4% 以内と小さかった。すなわち、式 (5-9) を用いれば測定電位差よりき裂長さが求められることになる。

さて、F i g. 5-12 に、No. 2 試験片によるき裂伝ば試験中の電位差変化 (図中実線) と No. 4 試験片によるき裂発生前の電位差変化 (図中破線) を示す。No. 4 試験片では、次サイクルの途中で試験を中止した後、室温高サイクル疲労破壊させて切欠きからき裂が発生していないことを確認した。No. 4 試験片では、応力変動時およびその直後を除くと電位差 E は一定である。応力変動時には、電位差は一旦下降した後上昇し、応力保持初期 (約 2~3 分) に減少して一定値に収束する。この変力変動時およびその直後の伝ば変化は、き裂の伝ば以外の要因 (変形) によるものである。

さて、き裂伝ば試験における電位差においても、応力変動時およびその直後で No. 4 試験片と同様の変化傾向を示している。ただし、き裂伝ば試験では応力変動の直前と直後で電位差が異なっている。No. 4 試験片の結果を参照すれば、応力変動時およびその直後の下に凸な電位差変化は変形によるものであることがわかる。上述の l_i 、 l_f 、 E_i 、 E_f の関係を考え合わせると、この部分を除けば、電位差の変化はき裂長さの変化に対応

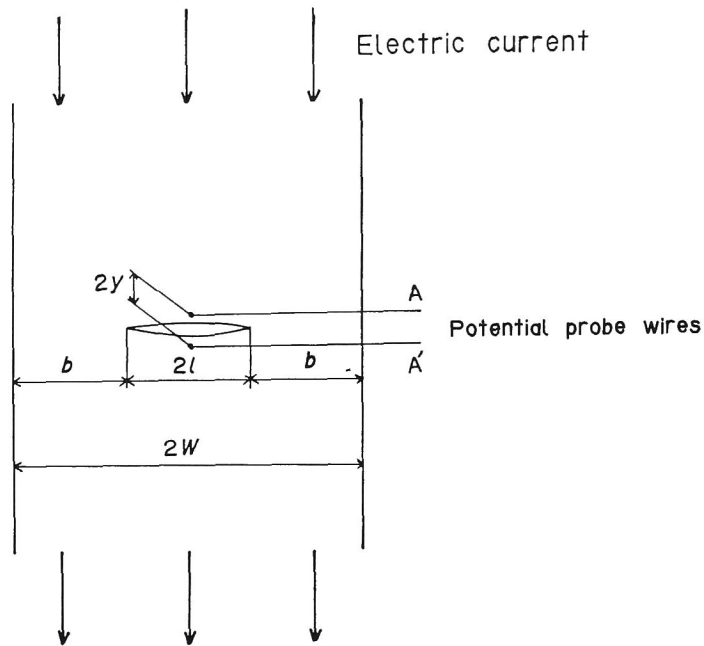


Fig. 5-11 Location of potential probe in a center cracked plate specimen.

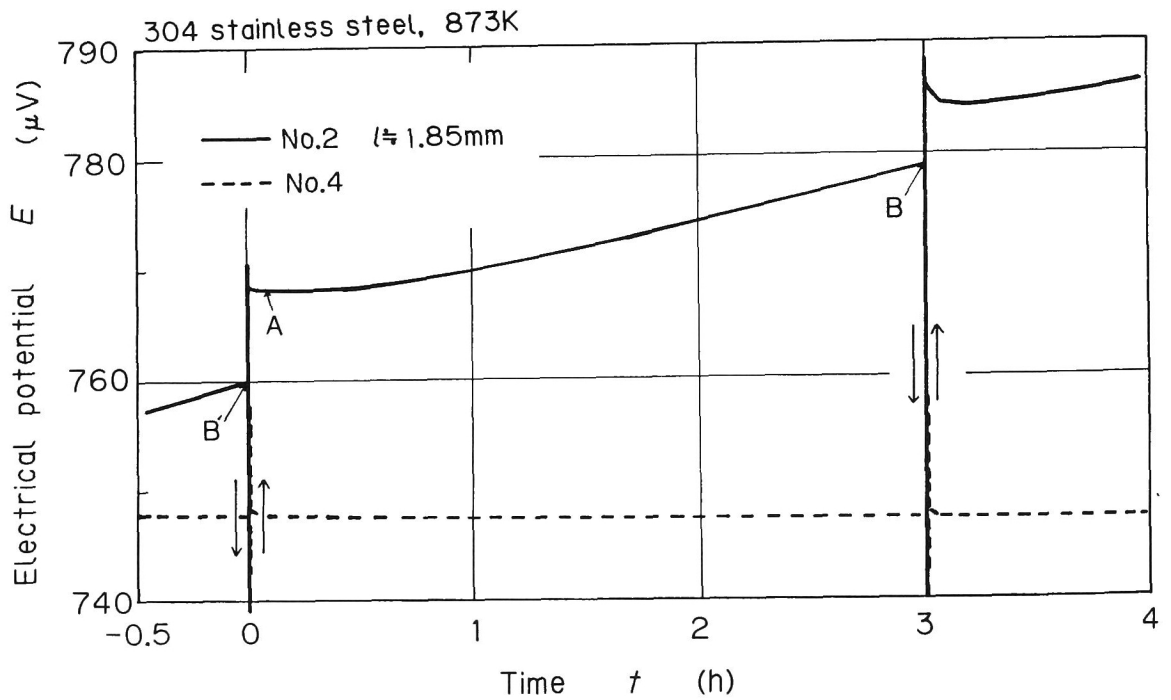


Fig. 5-12 Typical potential change in a stress cycle. The solid line shows the change of cracked specimen and the dashed line shows it of dumbbell notched one without crack.

することになる。

なお、インコネル 718 の高温疲労き裂伝ばに対して類似した電位差変化が報告〔12〕されている。ただし、1 サイクル中のき裂伝ば挙動およびクリープ・疲労相互作用についての検討はなされていない。

5. 3. 2. 2 1 サイクル中のき裂伝ば挙動

Fig. 5-12 に示した、き裂伝ば試験中（試験片 No. 2）の電位差変化より次の点が明らかになる。

- ① き裂は応力変動時および応力保持時ともに伝ばしている。
- ② 応力保持初期には、き裂が伝ばしない期間（潜伏期、4. 6 節参照）の存在が認められる。
- ③ 上記の潜伏期を除けば応力保持期間中にき裂は滑らかな成長を示している。

なお、試験中、試験片表面におけるき裂伝ばの顕微鏡による連続観察からも応力変動時および応力保持時にき裂伝ばしていることが明らかになった。

さて、応力変動時のき裂伝ば量 Δl_U および応力保持期間中のき裂伝ば量 Δl_H を次式より算出した。

$$\Delta l_U = l_{i,A} - l_{i-1,B} \quad (5-10)$$

$$\Delta l_H = l_{i,B} - l_{i,A} \quad (5-11)$$

ここで、 $l_{i,A}$ は任意のサイクル i の応力保持期間中の電位差の最小値（Fig. 5-12 中の A 点）に対応するき裂長さであり、 $l_{i,B}$ は任意サイクル i の応力保持期間終了時の電位差（Fig. 5-12 中の B の点）に対応するき裂長さである。

Fig. 5-13 に Δl_H とクリープ J 積分範囲 ΔJ_c の関係および $\Delta l_U + \Delta l_H$ と ΔJ_c の関係を示す。 ΔJ_c は荷重とき裂中央開口変位のループの面積（4. 4. 1. 2 参照、式（4-24））により評価した。なお、本試験条件では、保持時間が長いため、

$\Delta J_c \approx (\Delta J_c)_{eq}$ が成立している。図中の帯は、304 ステンレス鋼の静クリープき裂伝ばにおける $dl/dt \sim J^*$ 関係を 1 サイクル = 1 分として $dl/dN \sim \Delta J_c$ 関係に変換したものである（第 3 章および文献〔13〕）。

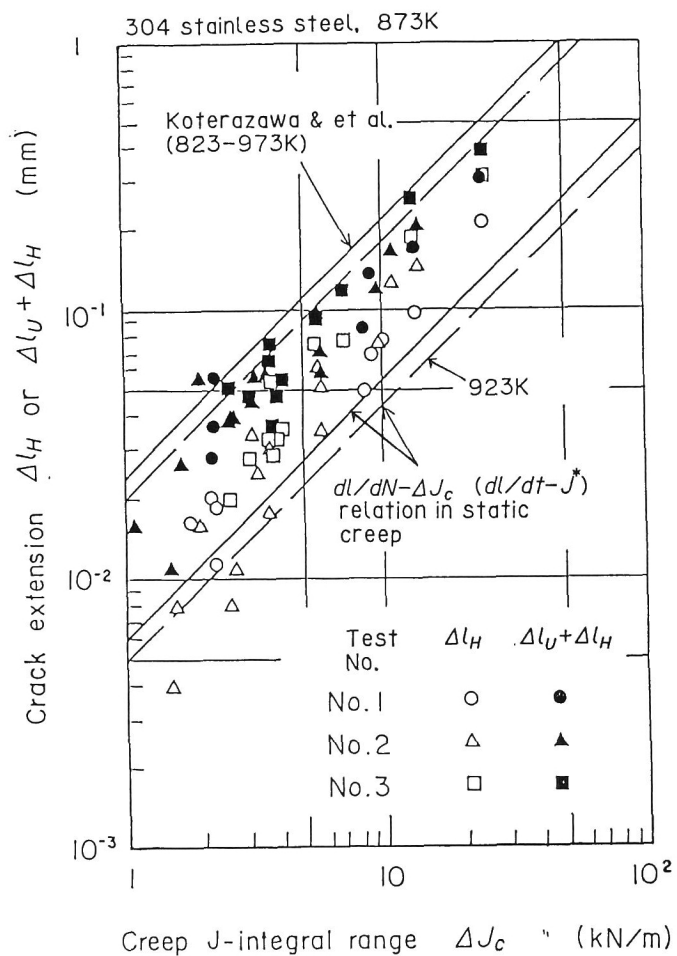


Fig. 5-13 Relationship between crack extension in stress hold time, Δl_H , or it in a cycle, $\Delta l_U + \Delta l_H$, and creep J-integral range, ΔJ_c .

さて、 $\Delta L_H - \Delta J_c$ 、 $\Delta L_U + \Delta L_H - \Delta J_c$ 関係について考えると、

- ① $\Delta L_H - \Delta J_c$ 関係が静クリープにおける $dL/dN - \Delta J_c$ 関係と一致した場合には、応力保持期間中のき裂伝ばのみがクリープによるものであることを示す。
- ② $\Delta L_U + \Delta L_H - \Delta J_c$ 関係が静クリープにおける $dL/dN - \Delta J_c$ 関係と一致した場合には、き裂伝ば全てがクリープによるものであることを示す。

の2つの場合が考えられる。しかし、試験結果のばらつきもあり、F i g. 5-13のみからでは①と②のどちらが成立しているかは判断できない。

次に、F i g. 5-14に ΔL_U と疲労J積分範囲 ΔJ_f の関係を示す。 ΔJ_f は4.4.1.2に述べた荷重とき裂中央開口変位にのループの面積より評価した。図中の帯は、304ステンレス鋼の繰返し数依存性疲労における $dL/dN - \Delta J_f$ 関係である。(第2章参照)。同一 ΔJ_f 値に対する ΔL_U は、繰返し数依存性疲労の dL/dN より2~10倍も大きい。この加速の原因として、(A) 応力変動期間中に発生するクリープ変形、(B) 前サイクルの応力保持期間中に累積したクリープ損傷の影響、が考えられる。本実験では応力変動期間 t_U は2秒または0.4秒ときわめて短時間であって、(A) はありえないと考えられるが、仮に (A) が主原因であるならば、 t_U が小さくなるにしたがい $\Delta L_U - \Delta J_f$ は繰返し依存性疲労の $dL/dN - \Delta J_f$ 関係に一致するはずである。ところが、 t_U が2秒(試験片No. 2)と0.4秒(試験片No. 3)においても同じ加速が認められることから、この加速が(A)に起因するものではないことは明らかである。このことより、この加速は(B)が主原因、つまり前サイクルの応力保持期間中にき裂前方に累積されたクリープ損傷の影響によるものと考えられる。

F i g. 5-13の $\Delta L_U + \Delta L_H - \Delta J_c$ 関係とF i g. 5-14の結果を総合すると、応力保持期間中および応力変動時ともクリープ損傷によってき裂伝ばが伝ばしたと考えるのが妥当である。事実、F i g. 5-15に示すように、破面は全面にわたって粒界破壊を呈している。すなわち、ストライエーションが認められず、応力変動時(応力上昇時)にも粒界割れが生じ、クリープのみでき裂が伝ばしたことを示している。

以上の結果を総合すると、本試験条件下のき裂伝ばは以下のように解釈できる。

- (a) 応力保持期間中には、き裂前方にクリープ損傷が累積し、これによりき裂が伝ばする。
- (b) 応力保持終了時には、き裂先端近傍にクリープ損傷の大きい領域が形成されている。

応力変動を切掛として、クリープ損傷が限界値に近いき裂先端領域でき裂が伝ばす

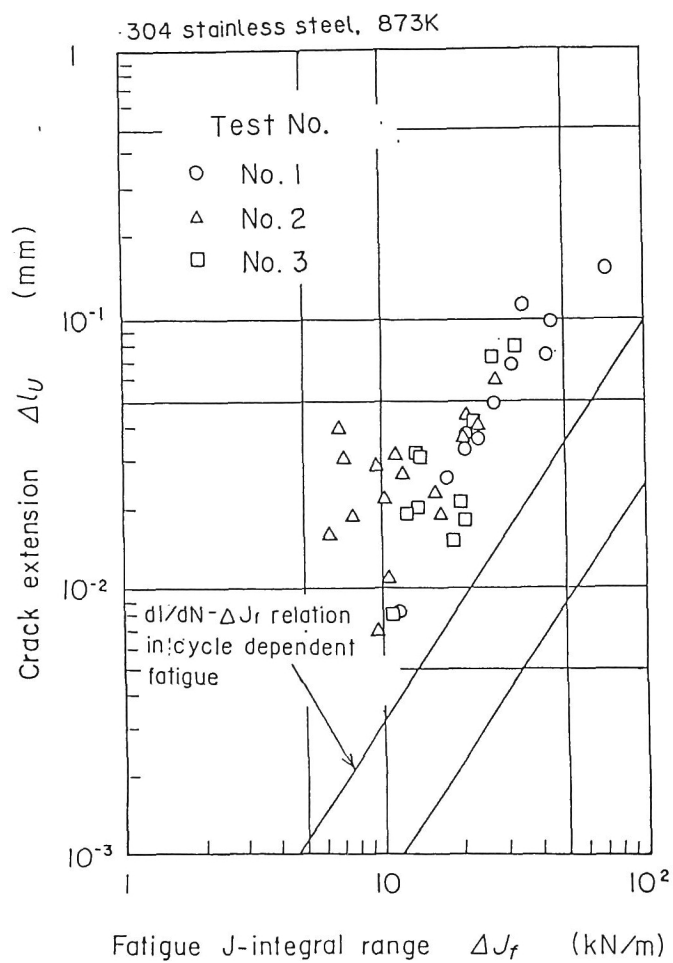
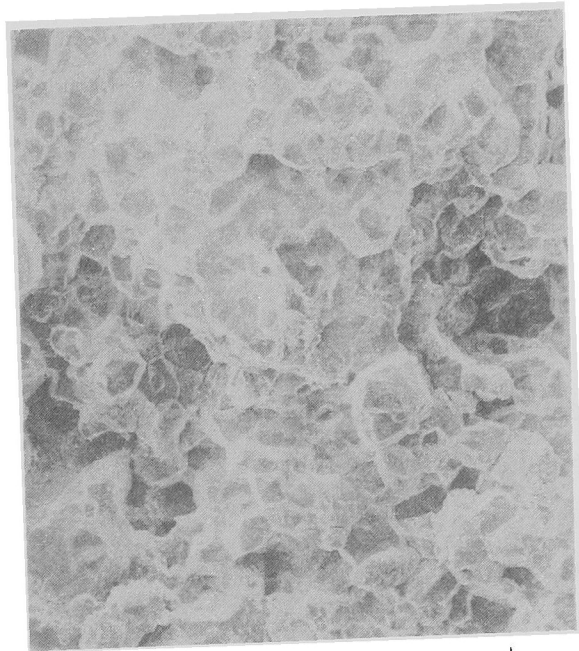
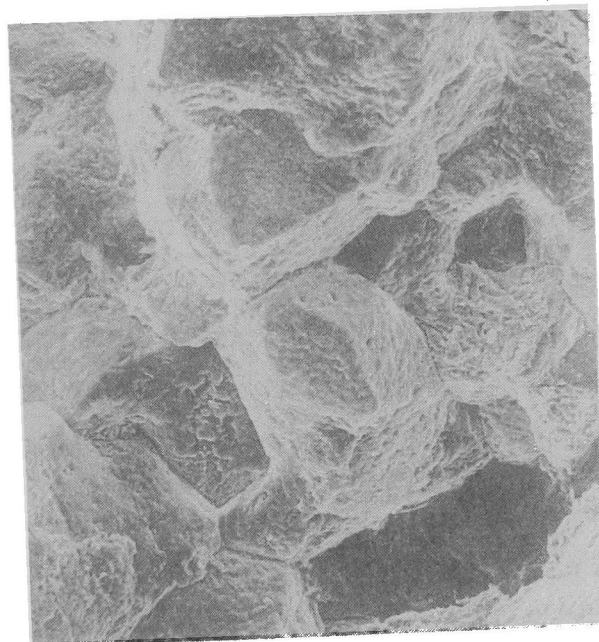


Fig. 5-14 Relationship between crack extension at loading time, Δl_U , and fatigue J-integral range, ΔJ_f .

Direction of crack propagation



500µm



50µm

Fig. 5-15 Photograph of fracture surface.
Test No.3, $l \approx 2.0\text{mm}$.

る。

(c) 応力保持初期には、応力変動時のき裂伝ばによってき裂先端はクリープ損傷の大きい領域を脱してしまっているため、再度損傷領域が形成されるまでき裂は停留する。

5. 4 高温疲労き裂伝ばに及ぼす 予損傷の影響

5. 4. 1 試験方法

供試材は、前節で用いたものと同じ304ステンレス鋼である。試験片は、Fig. 5-16に示す薄肉中空円筒型である。まず、切欠きをつける前に平滑試験片を用いて所定の繰返し数の高温低サイクル疲労試験を実施し、その後ドリルと刃やすりで鋭い切欠きを設けてき裂伝ば試験に供した。試験機は前節と同じであるが、き裂長さの測定には測微顕微鏡を用いた。

予疲労試験、き裂伝ば試験とも（公称）応力制御（荷重制御）、923 K（650℃）、大気中で実施した。応力波形は、周波数1 Hzの正弦波形（pp波形）と応力保持時間10分の引張り・圧縮応力保持台形波形（cc波形）である。いずれも、最大応力 σ_{max} = 167 MPa（17 kgf/mm²）、応力比 $R = -1$ とした。平滑試験片処女材の上述の条件における疲労寿命は、pp波形の場合は約8800回、cc波形の場合は約435回であることを予備試験で確認した。この寿命の約85%に相当する繰返し数（pp波形；7500回，cc波形；370回）を平滑試験片に与えた。予損傷試験片は各々の波形で2本ずつ用意し、切欠き導入後、pp波形とcc波形のき裂伝ば試験を行った。なお、比較のため、処女材のpp波形とcc波形におけるき裂伝ば試験も実施した。各試験条件を整理して、Table 5-3に示す。

5. 4. 2 試験結果および考察

まず、繰返し数依存性疲労き裂伝ばに及ぼす予損傷の影響について考察する。Fig.

5-17にき裂半長 l とき裂伝ば速度 dl/dN の関係を示す。処女材、予繰り返し数依存性疲労損傷材、予時間依存性疲労損傷材の順で、同一き裂長さに対するき裂伝ば速度は速くなっている。しかし、予損傷材の dl/dN の加速はわずかであり、その影響は小さいと言える。これらの $dl/dN-\Delta J_f$ 関係を Fig. 5-18 に示す。図中の帯は、第2章で示した304ステンレス鋼の $dl/dN-\Delta J_f$ 関係を示している。予損傷材の $dl/dN-\Delta J_f$ 関係は処女材のそれに一致している。田中ら〔14〕は、室温疲労において予疲労損傷の影響を調べ、同様の結果を得ている。

次に、時間依存性疲労き裂伝ばに及ぼす予損傷の影響について考察する。Fig. 5-19に dl/dN と l の関係を示す。予損傷材のき裂伝ば速度は、処女材のそれと同じかそれ以下であり、予損傷による dl/dN の加速は認められない。また、 $dl/dN-\Delta J_c$ 関係を Fig. 5-20 に示す。図中の帯は、第4章で示した304ステンレス鋼の $dl/dN-\Delta J_c$ 関係を示している。予損傷材の方が処女材より、同一 ΔJ_c 値に対して dl/dN がやや小さい傾向があるが、ほぼ $dl/dN-\Delta J_c$ 関係は一致している。つまり、時間依存性疲労においても予損傷の影響は小さいことになる。

以上を総合すると、この場合もき裂先端の破壊（き裂の伝ば）には予クリープ・疲労相互作用がほとんどないことを示している。

さて、前節（5.3節）の結果に基づけば、あるき裂長さにおいて時間依存性疲労条件（cc波形）から繰り返し数依存性疲労条件（pp波形）へ応力波形を急変させた場合、急変直後にはクリープ損傷による時間依存性き裂伝ばが起こるため繰り返し数依存性疲労と比較してき裂伝ば速度が速くなると考えられる（Fig. 5-21）。しかしながら、上述のように、時間依存性疲労損傷として寿命の8割以上の繰り返し数を予め与えたにもかかわらず、その後の繰り返し数依存性疲労き裂伝ばは予疲労損傷の影響をほとんど受けていない。このことは、繰り返し数依存性疲労においてクリープ損傷に起因するき裂伝ばが生じるのは、非常に大きな予時間依存性疲労損傷が与えられている場合に限られることを物語っている。時間依存性疲労から繰り返し数依存性疲労へ試験条件を急変した後のクリープ損傷に起因するき裂伝ば速度の加速は、時間依存性疲労損傷の非常に大きな部分（急変時のき裂先端近傍）では現れるものの、それより少し前方の損傷が相対的に低い部分では時間依存性疲労損傷の影響は現れないと考えられる。つまり、急変時のき裂伝ば速度の加速域（Fig. 5-21、領域E）は小さく、すぐに純繰り返し数依存性の $dl/dN-\Delta J_f$ 関係に収束することになる。事実、このような試験結果が報告されている〔15〕。

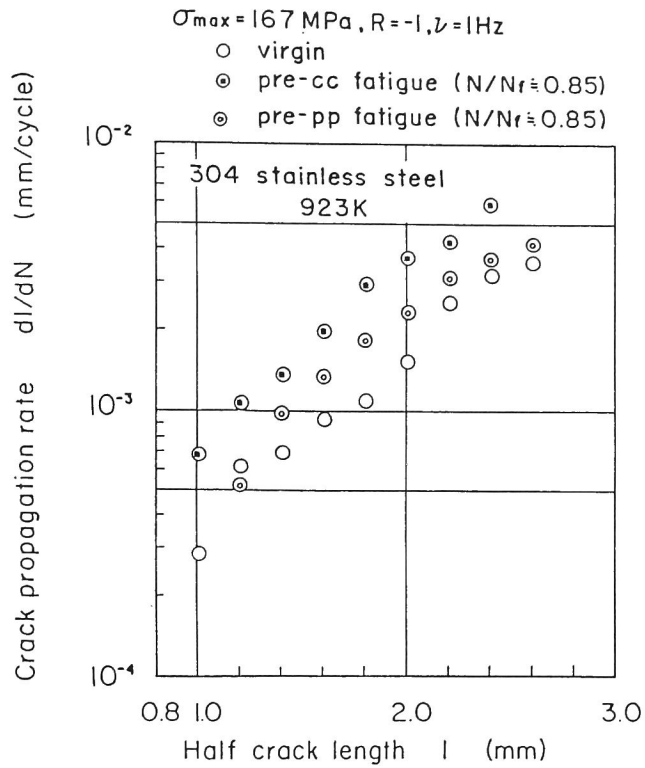


Fig. 5-17 Influence of pre-fatigue on crack propagation rate in cycle-dependent fatigue.

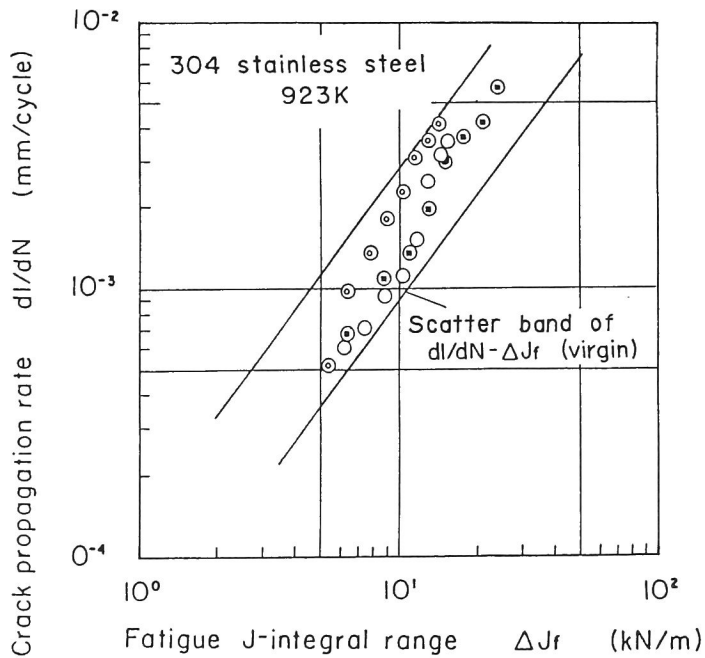


Fig. 5-18 Influence of pre-fatigue on relation between crack propagation rate, dl/dN , and fatigue J-integral range, ΔJ_f , in cycle-dependent fatigue.

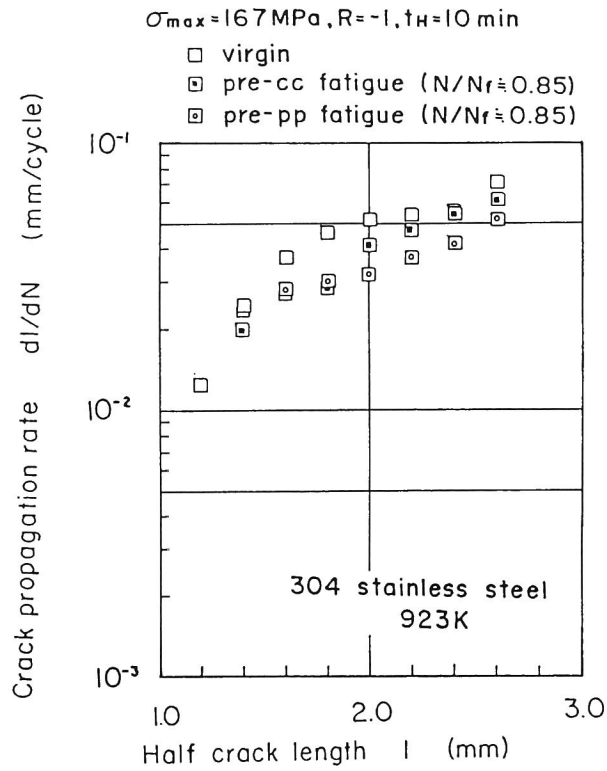


Fig. 5-19 Influence of pre-fatigue on crack propagation rate in time-dependent fatigue.

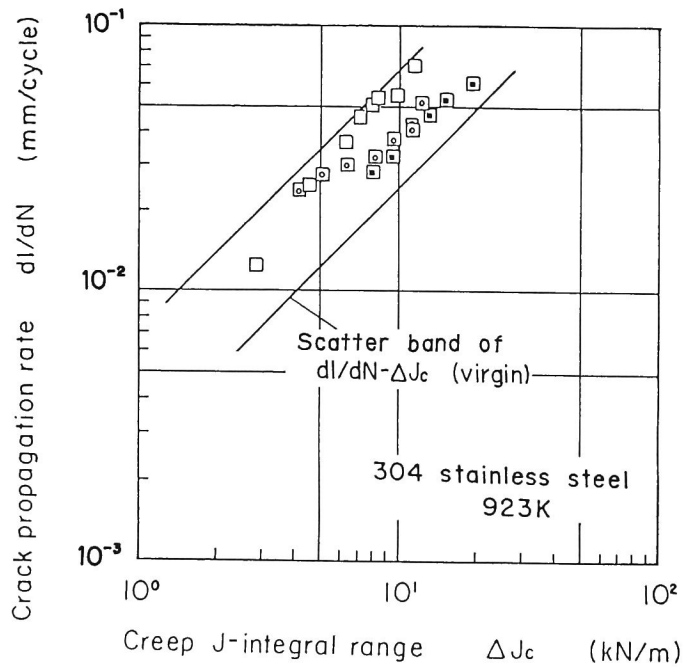


Fig. 5-20 Influence of pre-fatigue on relation between crack propagation rate, dl/dN , and creep J-integral range, ΔJ_c , in time-dependent fatigue.

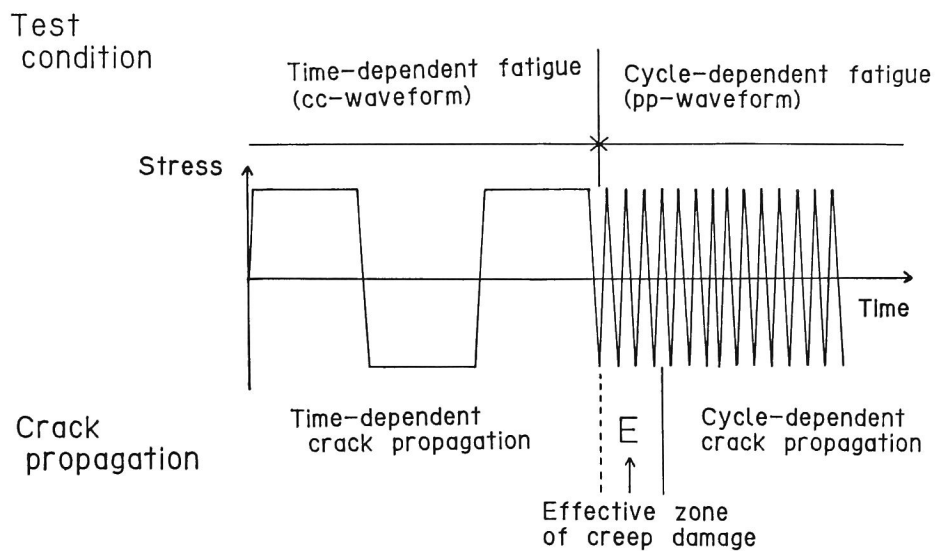


Fig. 5-21 Explanatory figure showing the crack propagation behavior after the change of test (stress waveform) condition from time-dependent fatigue to cycle-dependent one.

また、繰返し数依存性疲労き裂伝ばから時間依存性疲労き裂伝ばへの急変試験も同様に考えられ、急変後速やかに処女材の $dl/dN-\Delta J_c$ 関係に収束すると考えられる。

つまり、き裂伝ばに及ぼす負荷順序効果は小さいことを示すとともに、材料に予め与えられていた損傷と新たに導入される損傷のクリープ・疲労相互作用の影響は小さいことになる。

5. 5 結 言

クリープ・疲労相互作用下のき裂伝ばについて検討を行った。まず、き裂伝ばはき先端近傍の応力場およびひずみ場（あるいは、ひずみ速度場）の強さとき裂先端の破壊の条件より決定されることに着目して、き裂伝ばのクリープ・疲労相互作用の原因について実験結果より検討した。また、引張り応力保持をともなうクリープ疲労（c p 波形）き裂伝ば挙動を直流電位差法により詳細に観察し、上述のクリープ・疲労相互作用の実験結果についてき裂伝ば機構より検討した。さらに、予損傷材（寿命の約 85% の繰返し数を与えた材料）のき裂伝ば試験を実施して、予損傷とき裂伝ば時に導入される損傷のクリープ・疲労相互作用についても検討した。

得られた結果は次のとおりである。

I 変形および破壊におけるクリープ・疲労相互作用

- (1) き裂伝ばに現れる時間依存と繰返し数依存の中間性質を表すクリープ・疲労相互作用は、弾塑性変形とクリープ変形の相互作用に起因するき裂先端近傍の応力場、ひずみ場、ひずみ速度場のクリープ・疲労相互作用（変形の条件）とき裂先端における疲労破壊条件とクリープ破壊条件の相互作用（破壊の条件）に分けて考えることができる。変形の条件、破壊の条件ともに相互作用がない場合に限り、き裂伝ばに相互作用（時間依存と繰返し数依存の中間性質）が現れない。しかし、どちらか一方に相互作用がある場合には、き裂伝ばに相互作用が現われる。
- (2) Cr-Mo-V 鋼の試験結果より、き裂伝ばの相互作用は変形の相互作用によるものであり、破壊にはほとんど相互作用がないことが明らかになった。
- (3) 時間依存性疲労き裂伝ばと繰返し数依存性疲労き裂伝ばの境界条件は、

$$\int_0^{t_H} J_c^{*m} dt = \frac{C_f}{C_c} \Delta J_f^{mf} \quad (5-7)$$

または

$$\Delta J_c = \frac{C_f}{C_c} \Delta J_f^{m_f} \quad (m_c = 1) \quad (5-8)$$

で与えられる。

II クリープ疲労き裂伝ば挙動の観察

- (1) 応力変動時およびその直後を除けば、直流電位差法により約 $3 \mu\text{m}$ の精度でき裂長さの変化を測定できた。
- (2) き裂は応力変動時および応力保持時ともに伝ばしている。ただし、応力保持初期には、き裂伝ばの潜伏期が存在し、その後き裂は滑らかに成長していた。
- (3) 応力変動時のき裂伝ば量 ΔL_H と ΔJ_c あるいは1サイクルの全き裂伝ば量 $\Delta L_U + \Delta L_H$ と ΔJ_c の関係は、いずれも静クリープの $dL/dN - \Delta J_c$ 関係と一致した。一方、 ΔL_U を ΔJ_f で整理すると繰返し数依存性疲労の $dL/dN - \Delta J_f$ 関係とは一致せず、それよりはるかに高いき裂伝ば速度を示した。
- (4) (3) の結果は、応力変動時のき裂伝ばは前サイクルの応力保持期間中にき裂前方に累積されたクリープ損傷に起因するものであることを示している。破面観察結果もこれを支持していた。また、この結果はIの結果と対応している。

III 予損傷材のき裂伝ば

- (1) 繰返し数依存性疲労き裂伝ばに及ぼす予損傷（疲労損傷、クリープ損傷）の影響は小さい。
- (2) 時間依存性疲労き裂伝ばに及ぼす予損傷（疲労損傷、クリープ損傷）の影響も小さい。
- (3) (1) と (2) より、予疲労損傷と新たに導入される同種あるいは異種の損傷との相互作用はほとんどないことが明らかになった。

参考文献

- 〔1〕 例えば、H.D.Solomon and L.F.Coffin Jr,ASTM STP520,p.112(1973).
- 〔2〕 岡崎正和,服部一郎,小泉 堯,材料,Vol. 33,No.373,p.1285(1984).
- 〔3〕 A.Saxena,Engng. Fract.Mech.Vol.13,p.741(1980).
- 〔4〕 B.L.Freeman and G.J.Neate,"The Measurement of Crack Length and Shape during Fracture and Fatigue" ed. by C.J.Beevers,Engineering Materials Advisory Services,U.K.(1980).
- 〔5〕 大谷隆一,西本淳哉,平塚隆一,材料,Vol.33, No.369,p.729(1984).
- 〔6〕 大路清嗣,小倉敬二,久保司郎,材料,Vol.29,No.320,p.465(1980).
- 〔7〕 H.Riedel and J.R.Rice,ASTM STP700,P.112(1980).
- 〔8〕 藤野宗昭,石川文紀,大谷隆一,材料,Vol.29,No.317,p.113(1980).
- 〔9〕 大路清嗣,久保司郎,久利俊文,第17回疲労シンポジウム前刷集, p.208 (1984).
- 〔10〕 日本鉄鋼協会高温強度研究委員会,共同研究結果報告書(1981).
- 〔11〕 H.H.Johnson,Mat.Res.Standards,5,p.442(1965).
- 〔12〕 J.P.Pedson and A. Pineau,Advances in Fracture Research,ICF-5,France, Vol.5,p .2385(1981).
- 〔13〕 森 時彦,大阪大学学位論文(1980).
- 〔14〕 田中啓介,星出敏彦 平 修二,材料,Vol.28,No.309,p.497(1979).
- 〔15〕 大路清嗣,久保司郎,久利俊文,真鍋康夫,第22回高温強度シンポジウム前刷集, p.41(1984).

第6章 き裂伝ば則より導かれた平滑材の 高温疲労寿命則

6. 1 緒 言

平滑材の高温低サイクル疲労寿命則としては、Manson-Coffin則〔1, 2〕並びにそれを修正した周波数修正疲労寿命則〔3〕あるいはひずみ範囲分割法〔4, 5〕がよく知られている。しかし、これらは高延性材料を対象とした経験則であり、物理的根拠に乏しく、適用限界も不明確である。

ところで、高温においても平滑材の疲労寿命の大半は、き裂伝ば過程で占められていることが指摘されている〔6-8〕。たとえば、宇佐美ら〔7, 8〕は304および316ステンレス鋼平滑材の高温疲労（550℃および650℃）におけるき裂発生・伝ば過程を観察し、寿命の大半が主微小き裂の伝ば過程で占められており、しかも、その伝ば速度と疲労寿命の間に良い対応関係があることを報告している。平滑材に適当な長さ、形状の初期き裂を仮定し、適当なき裂伝ば則を適用すると、平滑材のき裂伝ば寿命則を導出することができる。ここで、疲労寿命がき裂伝ば寿命にほぼ等しいとすると平滑材の疲労寿命則が求められることになる。このような試みは、すでに室温における低サイクル疲労に関して行われている〔9, 10〕。

前章までに示してきたように、高温疲労き裂伝ばには繰り返し数依存性のものと時間依存性のものの2種類があり、それぞれ個別に破壊力学的法則が成り立つ。したがって、この伝ば則を積分して得られる高温疲労寿命則は2種類に大別されることになる。本章では、この2種類の高温疲労寿命則を導出し、従来の寿命則と比較して、相違と特徴を明らかにする。また、2、3の代表的な耐熱合金に関する実験データに基づき同寿命則の有効性について検討する。

6. 2 き裂伝ば則に基づく平滑材の 高温疲労寿命則の導出

まず、高温疲労寿命則の導出に用いた仮定を以下に示す。

- ①平滑材の疲労寿命 N_f は、主き裂が l_0 から l_f まで伝ばする期間に等しい。
- ②高温疲労における平滑材の微小き裂伝ば特性も、巨視き裂伝ばと同様、繰り返し数依存性を示すものと時間依存性を示すものに大別でき、そのき裂伝ば速度 dl/dN または dl/dt は、J 積分と各々次のような関係を有する。

$$dl/dN = C_f \Delta J_f^{m_f} \quad (6-1)$$

$$dl/dt = C_c J^{*m_c} \quad (6-2)$$

ここで、 ΔJ_f は疲労 J 積分範囲、 J^* はクリープ J 積分、 C_f 、 C_c 、 m_f 、 m_c は材料定数である。

- ③材料の繰り返し変形における非時間依存性塑性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_p$ と応力範囲 $\Delta \sigma$ の関係および繰り返し変形中のクリープ速度 $\dot{\epsilon}_c$ と応力 σ の関係は次式にしたがう。

$$\Delta \epsilon_p = A \Delta \sigma^{n'} \quad (6-3)$$

$$\dot{\epsilon}_c = B \sigma^n \quad (6-4)$$

ただし、 A 、 n' 、 B 、 n は材料定数である。

- ④き裂長さは平滑試験片寸法（直径など）に比べて充分小さい。
- ⑤伝ば期間中にき裂は閉口しない。
- ⑥き裂伝ばの潜伏期間（第4章参照）の影響は小さい。ただし、潜伏期の影響を考慮する場合には、後述の $\Delta \tilde{W}_c$ を

$$(\Delta \tilde{W}_c)_{eq} = \Delta \tilde{W}_c / \gamma \quad (6-5)$$

に、 J^* を

$$J_{eq}^* : J^*/\gamma \quad (6-6)$$

(γ :式(4-38)参照)に各々置換すれば同様の取り扱いが可能である。

⑦時間依存性疲労における引張りサイクル($\sigma > 0$)の応力は、Fig. 6-1に示すように次式で表される。

$$\sigma = \sigma_{max} (t/t_o)^\beta \quad (6-7)$$

6. 2. 1 繰り返し数依存性疲労

平滑材に生じたき裂の ΔJ_f は次式より求められる。

$$\begin{aligned} \Delta J_f &= \Delta J_e + \Delta J_p \\ &= M_J (\Delta \sigma)^2 \pi l / E + M_J f(n) \Delta \sigma \Delta \epsilon_p l \\ &= 2\pi M_J \left\{ \frac{\Delta \sigma \Delta \epsilon_e}{2} + \frac{n+1}{2\pi} f(n) \frac{\Delta \sigma \Delta \epsilon_p}{n+1} \right\} l \\ &= 2\pi M_J \Delta \tilde{W}_f l \end{aligned} \quad (6-8)$$

ここで、 ΔJ_e は ΔJ_f の弾性成分、 ΔJ_p は ΔJ_f の塑性成分、 M_J はき裂形状と荷様式に関する修正係数、 $\Delta \sigma$ は応力範囲、 $\Delta \epsilon_e$ は弾性ひずみ範囲、 $\Delta \epsilon_p$ は非時間依存性塑性ひずみ範囲、 l はき裂半長、 n は式(6-3)の繰り返し硬化指数の逆数、 $f(n)$ は、

$$f(n) = 3.85\sqrt{n}(1-1/n) + \pi/n \quad (6-9)$$

である。式(6-8)を式(6-1)に代入し、整理した後積分すると次式が得られる。

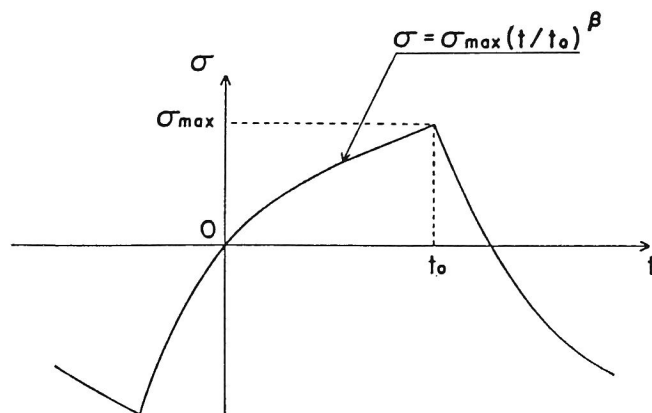


Fig. 6-1 Schematic diagram of stress-time relation in time dependent fatigue.

$$(\Delta \tilde{W}_f)^{m_f} N_f = D_f \quad (6-10)$$

$$\Delta \tilde{W}_f = \frac{\Delta \sigma \Delta \varepsilon}{2} e + \frac{n+1}{2\pi} f(n) \frac{\Delta \sigma \Delta \varepsilon}{n+1} p \quad (6-11)$$

$$D_f = \begin{cases} \frac{\ln(l_f/l_o)}{C_f 2\pi M_J} & (m_f = 1) \\ \frac{l_o^{1-m_f} - l_f^{1-m_f}}{C_f (m_f-1) (2\pi M_J)^{m_f}} & (m_f \neq 1) \end{cases} \quad (6-12)$$

6. 2. 2 時間依存性疲労

小規模クリープ状態から大規模クリープ状態への遷移条件下における J^* を J_{tr}^* とし、大規模クリープ状態における J^* を J_{st}^* とする。 J_{tr}^* はき裂先端近傍に形成されるクリープ変形域の成長とともに変化する〔11〕。このクリープ変形域の成長は応力波形や負荷時間等に依存し、式(6-7)の場合には J_{tr}^* は次式で与えられる〔11〕。

$$J_{tr}^* = (1+2\beta n) J_e / \{(n+1)t\} \quad (6-13)$$

他方、 J_{st}^* は次式で与えられる。

$$J_{st}^* = M_J f(n) \sigma \dot{\varepsilon}_c l \quad (6-14)$$

式(6-13)および(6-14)より遷移条件下では、

$$J_{tr}^* \gg J_{st}^* \quad (6-15)$$

が成立する。一方、大規模クリープ状態下では

$$J_{st}^* \gg J_{tr}^* \quad (6-16)$$

が成立する。したがって、小規模クリープから大規模クリープまでの広範囲にわたる J^* の近似値は次式によって表される。

$$J^* = J_{tr}^* + J_{st}^* \quad (6-17)$$

式 (6-13) と (6-14) を式 (6-17) に代入すると次のようになる。

$$\begin{aligned} J^* &= (1+2\beta n) J_e / \{(n+1)t\} + M_J f(n) \sigma \dot{\epsilon}_c l \\ &= 2\pi M_J \left\{ \frac{(1+2\beta n)}{(n+1)t} \frac{\sigma \epsilon_e}{2} + \frac{n+1}{2\pi} f(n) \frac{\sigma \dot{\epsilon}_c}{n+1} \right\} l \\ &= 2\pi M_J W_c^* l \end{aligned} \quad (6-18)$$

さて、 J^* が次式の形で与えられる場合を考える。

$$J^* = g(l)h(t) \quad (6-19)$$

$\sigma > 0$ で J^* が定義できるとして、F i g. 6-1 の応力波形を考えると任意のサイクル (i とする) について、

$$\int_{l_{i-1}}^{l_i} [1/C_c \{g(l)\}^m] dl = \int_0^t \{h(t)\}^m dt \quad (6-20)$$

が成立する。ただし、 l_i は i サイクル終了時のき裂長さである。1 サイクルから N_f サ

イクルまで式 (6-20) の両辺の和をとると、次式が得られる。

$$\int_{l_0}^{l_f} [1/c_c \{g(l)\}^{m_c}] dl - N_f \int_0^{t_0} \{h(t)\}^{m_c} dt \quad (6-21)$$

式 (6-18) より、本条件の場合には、

$$g(l) = 2\pi M_J l \quad (6-22)$$

$$h(t) = W_c^* \quad (6-23)$$

である。式 (6-22) と (6-23) を式 (6-21) に代入すると、次の関係が得られる。

$$(\Delta W_c)^{m_c} N_f D_c t_0^{1-m_c} \quad (6-24)$$

t_0 は Fig. 6-1 と脚注参照 (※)

$$D_c = \begin{cases} \frac{\ln(l_f/l_0)}{c_c 2\pi M_J} & (m_c = 1) \\ \frac{l_0^{1-m_c} l_f^{1-m_c}}{c_c (m_c - 1) (2\pi M_J)^{m_c}} & (m_c \neq 1) \end{cases} \quad (6-25)$$

(※) 一般によく実施されるひずみ制御、三角波形の場合には次式が成立する。

$$\Delta\varepsilon/2\dot{\varepsilon}_t \leq t_0 \leq \Delta\varepsilon/\dot{\varepsilon}_t$$

ここで、 $\Delta\varepsilon$ は全ひずみ範囲、 $\dot{\varepsilon}_t$ は引張りひずみ速度である。したがって、 $t_0 = \Delta\varepsilon/\sqrt{2}\dot{\varepsilon}_t$ を採用しても、 $t_0^{1-m_c}$ には $(1/2)^{(1-m_c)/2}$ から $2^{(1-m_c)/2}$ の誤差しか生じない。

$1 \leq m_c \leq 2$ 程度であるため、この誤差は小さい。

$$\Delta \tilde{W}_c = \left(\int_0^t W_c^* dt / t_o^{1-m_c} \right)^{1/m_c} \quad (6-26)$$

ここで、式(6-18)の W_c^* を式(6-26)に代入し、

$$t/t_o = (1+x)/2 \quad (6-27)$$

の変数変換を行うと、次式が得られる。

$$\Delta \tilde{W}_c = \left[\int_{-1}^1 \{ C_1' (1+x)^{2\beta-1} + C_2' (1+x)^{\beta(n+1)} \}^{m_c} dx \right]^{1/m_c} \quad (6-28)$$

$$C_1' = (1+2\beta n) \sigma_{max}^2 \Delta \epsilon_e / 2^{2+1/m_c(n+1)\Delta\sigma} \quad (6-29)$$

$$C_2' = (\beta n + 1) f(n) \sigma_{max} \Delta \epsilon_e / 2^{\beta(n+1)+1/m_c+1} \pi \quad (6-30)$$

ここで、[]内はLegendre-Gauss積分により求めることができる。
 数値計算より、 $1 \leq m_c \leq 2$ 、 $0.3 \leq \beta \leq 1$ 、 $5 \leq n \leq 20$ では、 $\Delta \tilde{W}_c$ の m_c と β 依存性は小さいことが明らかになった。そこで、式(6-28)から(6-30)において $m_c = 1.5$ 、 $\beta = 0.5$ とすると次式が導ける。

$$\Delta \tilde{W}_c = \left[\int_{-1}^1 \left\{ C_1' \frac{\sigma_{max}}{\Delta\sigma} \frac{\sigma_{max} \Delta\epsilon_e}{2} + C_2' (1+x)^{(n+1)/2} \frac{n+1}{2\pi} f(n) \frac{\sigma_{max} \Delta\epsilon_e}{n+1} \right\}^{3/2} dx \right]^{2/3} \quad (6-31)$$

$$C_1' = 1/2^{2/3} \quad (6-32)$$

$$C_2 \quad (n+2)/2^{(n+1)/2+5/3} \quad (6-33)$$

ここで、 $\Delta\epsilon$ は全ひずみ範囲、 $\Delta\epsilon_c$ はクリープひずみ範囲である。ただし、 $m_c = 1$ の場合には、次式を用いる方が正確な $\Delta\tilde{W}_c$ を簡単に求めることができる ($\beta = 0.5$)。

$$\Delta\tilde{W}_c = \frac{\sigma_{max}}{\Delta\sigma} \frac{\sigma_{max}\Delta\epsilon_c}{2} + \frac{n+2}{n+3} \frac{n+1}{2\pi} f(n) \frac{\sigma_{max}\Delta\epsilon_c}{n+1} \quad (6-34)$$

なお、 $\Delta\tilde{W}_f$ および $\Delta\tilde{W}_c$ は ΔJ_f および J^* の時間積分形の一部を表す量であるが、ひずみエネルギー（密度関数）の形をしているので、ひずみエネルギー・パラメータと称することにする。 $\Delta\tilde{W}_f$ および $\Delta\tilde{W}_c$ の値は、繰返し変形下における応力・ひずみ関係のみによって求まるものであり、き裂伝ばに関する情報は含まれていない。

6. 3 従来の寿命則との比較

従来より用いられている主な高温疲労寿命則として、

Manson-Coffin 則

$$(\Delta\epsilon_{in})^{m_{Nf}} = D \quad (6-35)$$

ひずみ範囲分割法

$$(\Delta\epsilon_{ij})^{m_{ij}} N_{ij} = D_{ij} \quad (i, j = p \text{ or } c) \quad (6-36)$$

があげられる〔1, 2, 4, 5〕。前節で導いた寿命則、式(6-10)および(6-24)とこれらを比較すると、以下の相違が認められる。

(a) 式(6-35)および(6-36)はひずみ基準であって、応力の寄与が表面に現われていないが、式(6-10)および(6-24)の $\Delta\tilde{W}_f$ および $\Delta\tilde{W}_e$ には応力範囲や最大引張り応力の項が含まれている。動的なひずみ時効により応力範囲が増大する場合やひずみ波形等の相違によって応力範囲や引張り応力が変化する場合には、その影響が現われる。事実、今までに $\Delta\epsilon_{in}$ に代わって $\sigma_{max}\Delta\epsilon_{in}$ をとると、高温低サイクル疲労におけるひずみ保持の影響やヒステリシスループのかたより(平均応力)の影響を統一的に説明することができるという報告がある〔12〕。

(b) $\Delta\tilde{W}_f$ または $\Delta\tilde{W}_e$ には、 $\Delta\epsilon_p$ または $\Delta\epsilon_e$ のみならず $\Delta\epsilon_e$ がある割合で含まれており、 N_f に対して $\Delta\epsilon_e$ の寄与がある。すなわち、式(6-10)および(6-24)は高サイクル疲労領域でも成立する形となっている。なお、式(6-11)の $\Delta\tilde{W}_f$ および式(6-34)の $\Delta\tilde{W}_e$ は、

$$\Delta\tilde{W}_f = \left\{ \Delta\epsilon_e + \frac{f(n)}{\pi} \Delta\epsilon_p \right\} \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (6-37)$$

$$\Delta\tilde{W}_e = \left\{ \Delta\epsilon_e + \frac{n+2}{n+3} \frac{f(n)}{\pi} \frac{\Delta\sigma}{\sigma_{max}} \Delta\epsilon_p \right\} \frac{\sigma_{max}^2}{2\Delta\sigma} \quad (6-38)$$

と変形できる。後述の21/4 Cr-1Mo鋼、871K(538℃)を例にとって上式における $\Delta\epsilon_e$ の $\Delta\epsilon_p$ あるいは $\Delta\epsilon_e$ に対する割合を算定してみると、次のとおりになる。すなわち、 $n' = 7.5$ 、 $n = 12$ であるので、

$$\frac{f(n')}{\pi} = 3.0 \quad (6-39)$$

$$\frac{n+2}{n+3} \frac{f(n)}{\pi} \frac{\Delta\sigma}{\sigma_{max}} = 7.4 \quad (6-40)$$

つまり、 $\Delta\tilde{W}_f$ に対しては、 $\Delta\epsilon_e$ は $\Delta\epsilon_p$ の1/3程度の寄与であり、 $\Delta\tilde{W}_e$ に対しては $\Delta\epsilon_e$ は $\Delta\epsilon_e$ の1/7.5程度の寄与である。後述の304ステンレス鋼およびインコネル718についても同様の結果が得られた。

(c) 高強度低延性材では、低サイクル疲労領域においても $\Delta\epsilon$ に占める $\Delta\epsilon_e$ の割合は大きく、 $\Delta\epsilon_e$ の寄与は無視できないことがある。また、 $\Delta\epsilon_e$ の割合が大きくなる高サ

イクル疲労条件下においても、クリープが生じる温度下では時間依存性クリープき裂の伝ば速度の方が繰り返し数依存の疲労き裂伝ば速度より大きくなることがあると考えられる。この場合には、疲労寿命は $\Delta \dot{W}_f$ ではなく $\Delta \dot{W}_c$ と良い対応を有することになることに留意する必要がある。

(d) 式(6-24)には、 $t_o^{1-m_c}$ の項が含まれている。一般に、 m_c は1に近いため、 t_o の影響は無視できると考えられる。しかし、 $m_c \neq 1$ の場合には t_o を大きく変化させると同一 $\Delta \dot{W}_c$ 値に対して N_f が異なることになる。 t_o が引張半サイクルの時間に関連した時間(Fig. 6-1参照)であることを考慮すると、 t_o の影響は長周期長時間疲労において問題となることがあろう。

(e) 式(6-10)および(6-24)の寿命則では、ひずみ範囲分割法と同様に非弾性ひずみを塑性ひずみとクリープひずみに分割して用いている。しかし、ひずみ範囲分割法では負荷方向を考慮して寿命則を基本的に4種類に分けているのに対し、式(6-10)および(6-24)の寿命則はき裂伝ば則と同じく基本的に2種類である。

(f) 式(6-10)および(6-24)の材料定数はき裂伝ば則より予測することができる。

(g) 第5章で述べたようにき裂伝ば(き裂先端の破壊)には、クリープ疲労相互作用がない。つまり、き裂伝ば速度は常に式(6-1)または(6-2)のような関係を有している。これを平滑材の寿命に適用すると、クリープ・疲労相互作用はなく、寿命則としては常に式(6-10)または(6-24)が成立することになる。その境界条件は次式で表される。

$$\Delta \dot{W}_c^{m_c} = \frac{D_c}{D_f} t_o^{1-m_c} \Delta \dot{W}_f^{m_f} \quad (6-41)$$

6. 4 平滑材の高温疲労試験結果に基づく 寿命則の検討

本節では、代表的な耐熱合金であるフェライト系低合金21/4 Cr-1Mo鋼、811 K (538℃)、オーステナイト系ステンレス304鋼、873 K (600℃)、973 K (700℃)〔13〕およびニッケル基超合金インコネル718、923 K (650℃)の平滑材高温疲労試験結果を用いて前述の寿命則について検討した。各材料の $\Delta\epsilon_{in}-N_{ij}$ 関係、 $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係および $\Delta\tilde{W}_f-N_f$ または $\Delta\tilde{W}_c-N_f$ 関係をFig. 6-2からFig. 6-4に示す。

各図(a)より、 $\Delta\epsilon_{in}$ と N_f の間には良い一価関係が得られず、式(6-35)が成立していないことが明らかである。

一方、 $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係(各図(b))では、材料によって少しずつ異なる関係が得られている。すなわち、21/4 Cr-1Mo鋼では波形による寿命の差が他の材料ほど大きくなく、pp波形とそれ以外とにわかれる。304ステンレス鋼では、cp波形が最短寿命であり最長寿命を示すpp波形との寿命差が大きい。インコネル718については明確な $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係が得られない。また、304ステンレス鋼では873 K (600℃)と973 K (700℃)で $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係が異なっており、これは動的ひずみ時効に起因すると考えられる〔13〕。

$\Delta\tilde{W}_f$ または $\Delta\tilde{W}_c-N_f$ 関係(各図(c))より以下の点が明らかになる。

(ア) いずれの材料についても、実験点は $\Delta\tilde{W}_f-N_f$ 関係(pp、pc波形)と $\Delta\tilde{W}_c-N_f$ 関係(cp、cc波形)に大別される。各関係を表す実験点のバラツキは決して小さいとは言えないが、両関係の差は明確である。また $\Delta\tilde{W}_f-N_f$ 関係の方が $\Delta\tilde{W}_c-N_f$ 関係より長寿命となっている。

(イ) 304鋼の $\Delta\tilde{W}_c-N_f$ 関係には、温度による相違が認められず、動的なひずみ時効の影響は消失している。ただし、詳細にみると $\Delta\tilde{W}_f-N_f$ 関係には温度による相違が認められる。これについては次節で述べる。

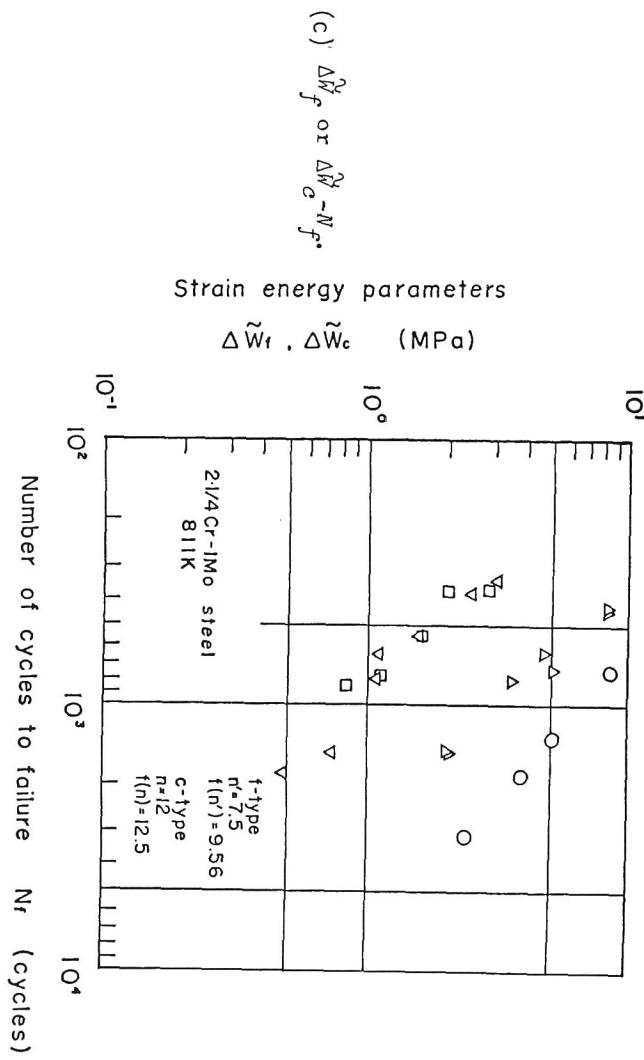
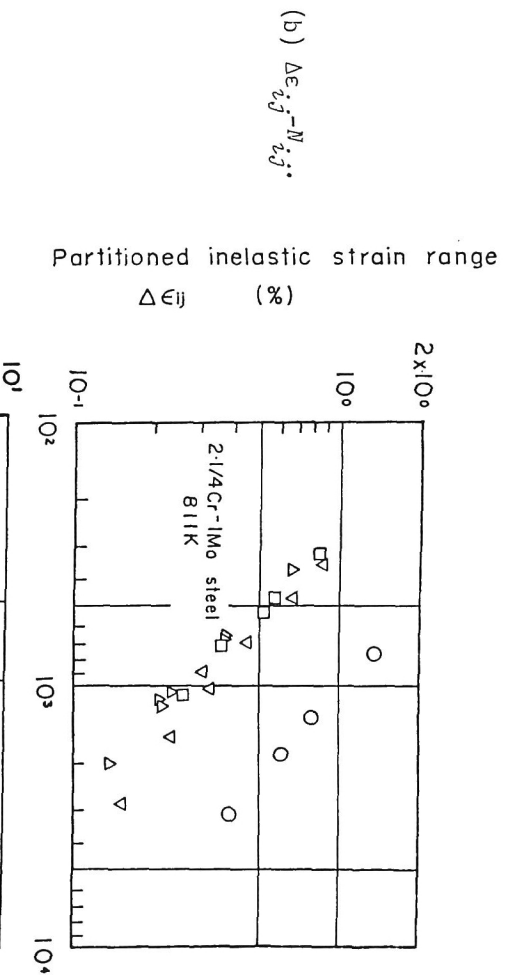
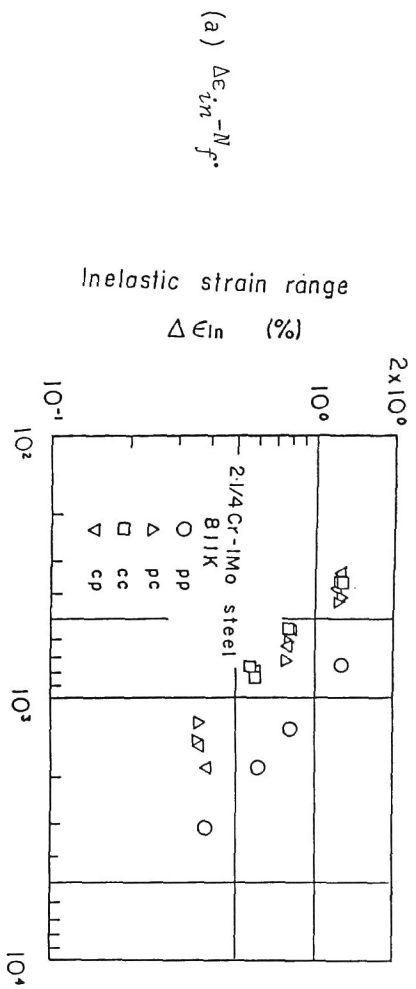


Fig. 6-2 Three kinds of fatigue life laws of 2.1/4Cr-1Mo steel.

	R.T.	873K	973K		$\dot{\epsilon}$ (%/s)	
P	+	○	●		10^{-1}	P
P	△	▲			5×10^{-2}	△
C	□	■			10^{-2}	△
C	▽	▼			10^{-3}	▽

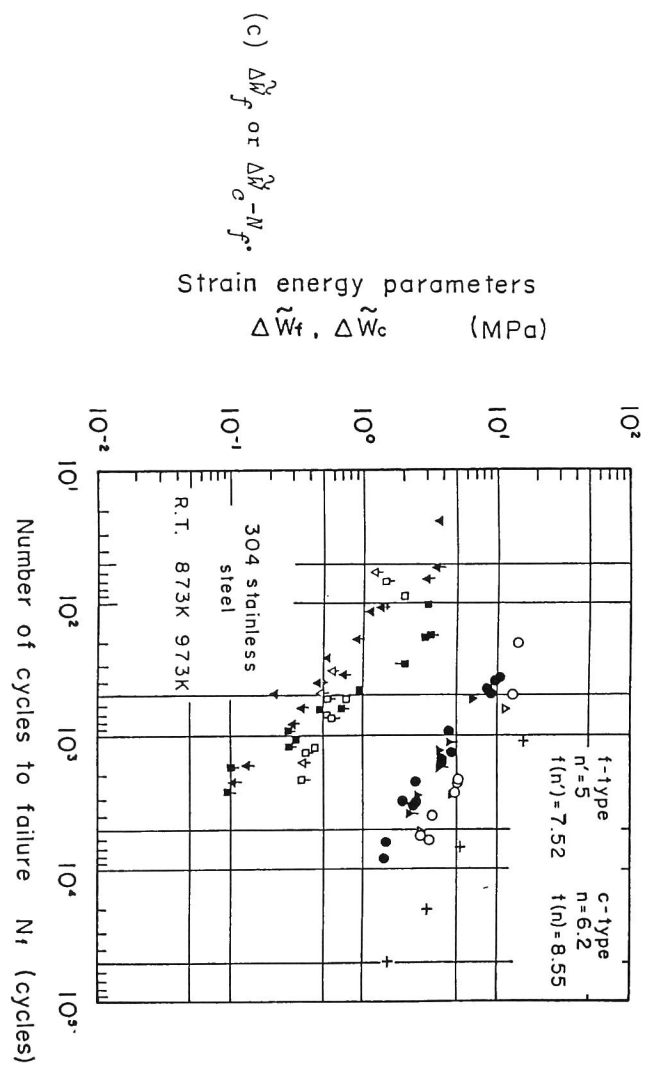
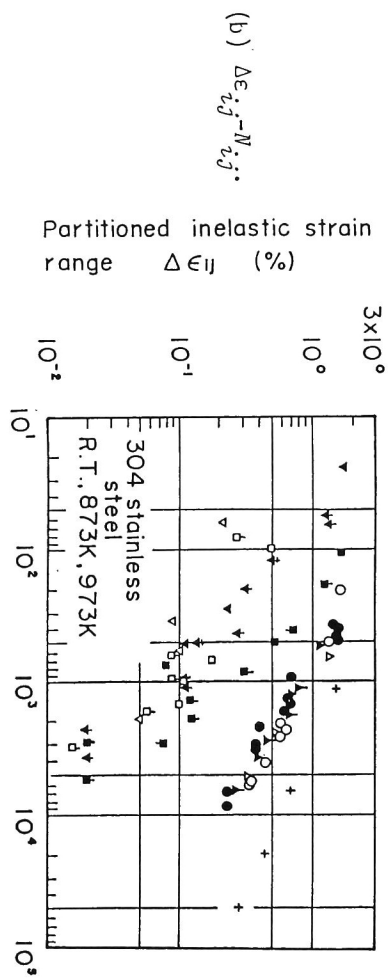
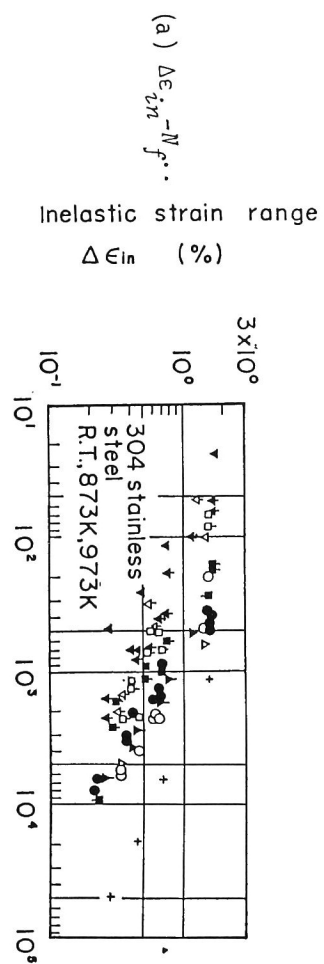
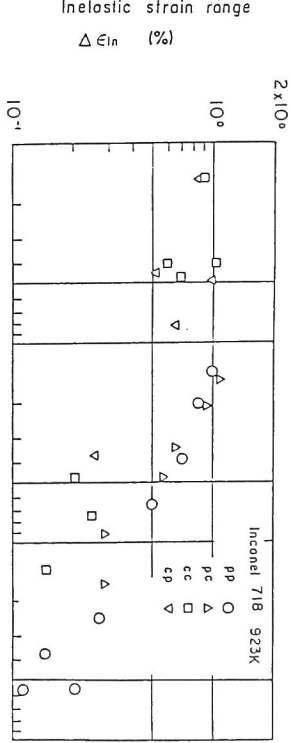
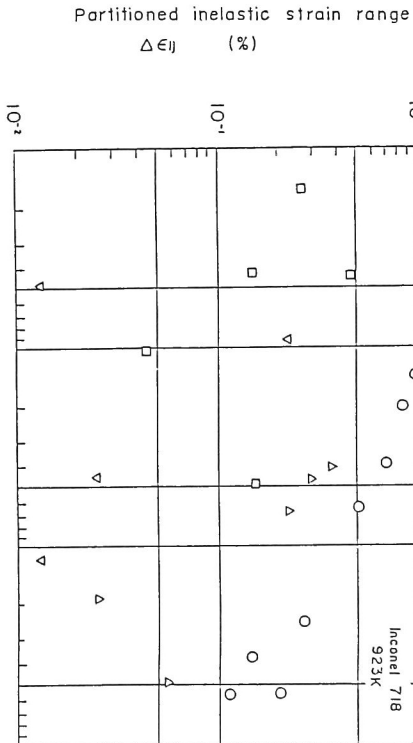


Fig. 6-3 . Three kinds of fatigue life laws of 304 stainless steel.

$$(a) \Delta \epsilon_{in}^{-N_f}$$



$$(b) \Delta \epsilon_{ij}^{-N_{ij}}$$



$$(c) \Delta W_f \text{ or } \Delta W_c^{-N_f}$$

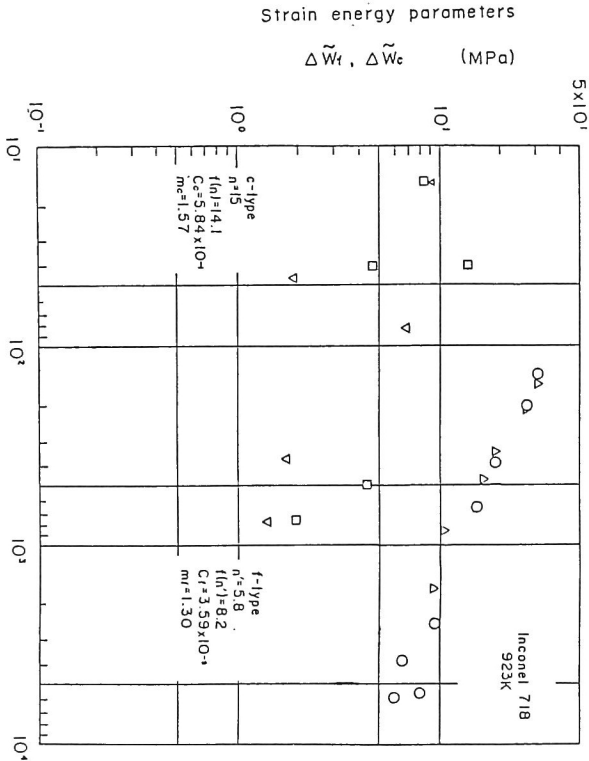


Fig. 6-4 Three kinds of fatigue life laws of Inconel 718.

6. 5 き裂伝ば試験結果に基づく

$\Delta W_f - N_f$ および $\Delta W_c - N_f$

関係の推定

6. 2節で示したように、式(6-10)、(6-24)の定数はき裂伝ば試験結果より推定することが可能である。前節で用いた3種類の材料について、Fig. 6-5に示したき裂伝ば試験結果(第2章(2. 3節)および第4章(4. 5節)参照)より推定した $\Delta \tilde{W}_f - N_f$ および $\Delta \tilde{W}_c - N_f$ 関係をFig. 6-6中に実線で示す(304ステンレス鋼、室温のデータは文献[14]参照)。ただし、 $M_J = 0.51$ (半円き裂、 $l_o = 0.1\text{ mm}$ 、 $l_f = 2\text{ mm}$ とした。また、インコネル718では $t_o^{1-m_c} = 2.5$ とした。なお、Fig. 6-6(a)の $\Delta \tilde{W}_c - N_f$ 関係では、 $l_o = 0.01\text{ mm}$ および $l_o = 0.001\text{ mm}$ の結果も合わせて示した。Fig. 6-6(a)より、 l_o を多少変化させても推定結果に大きな相違がないことがわかる。 l_f についても同様である。Fig. 6-6よりインコネル718の結果を除くと、実験結果と推定結果は良く一致していることがわかる。特に、304ステンレス鋼における $\Delta \tilde{W}_f - N_f$ 関係の温度依存性は、き裂伝ばに基づく推定結果と良い対応を示している。なお、インコネル718の $\Delta \tilde{W}_c - N_f$ 関係が推定結果と一致しない原因については、推定にはき裂発生寿命が無視されていることが考えられる。これを解明するためには、き裂の発生過程の解明が重要となろう。

6. 6 結 言

巨視き裂伝ば則に基づき平滑材の高温疲労寿命則(式(6-10)および(6-24))を導出した。また、既存の実験データを用いて同則の妥当性を検討した。その結果、ひずみ波形の相違による寿命が比較的小さい21/4 Cr-1Mo鋼、寿命差は大きいが動的ひずみ時効の影響が顕著であった304ステンレス鋼、波形効果あるいはクリープ効果が明確でない低延性材のインコネル718の3種類の材料について、いずれもppとpc波形は $\Delta \tilde{W}_f$ 、ccとcp波形は $\Delta \tilde{W}_c$ によって整理できる2種類の寿命則が統一的に認められた。

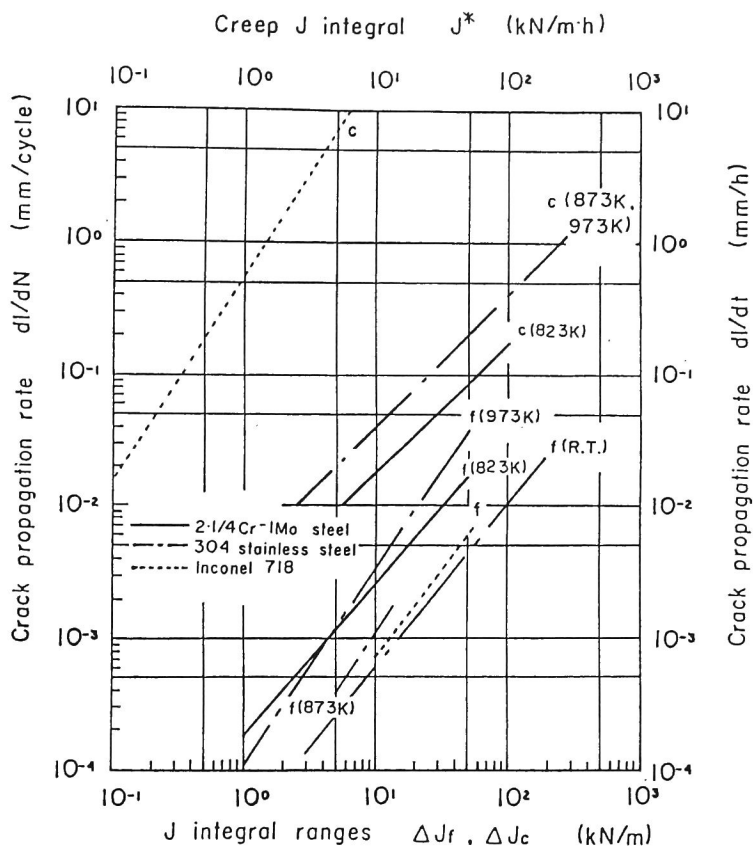
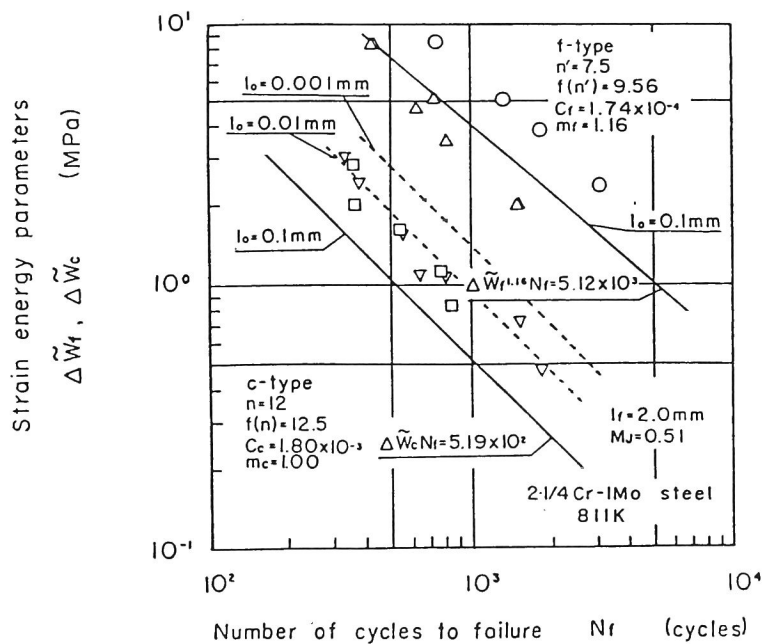


Fig. 6-5 Relationship between crack propagation rate and J-integrals.

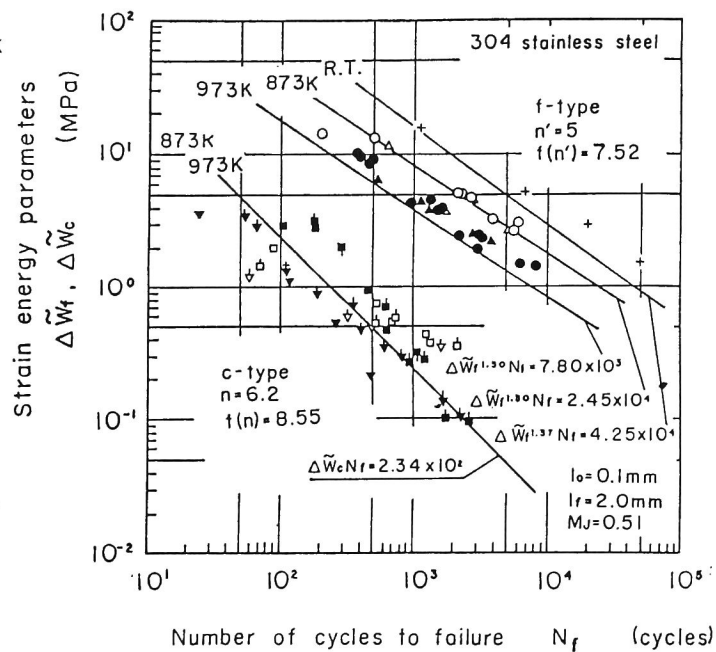


(a) 2-1/4Cr-1Mo steel.

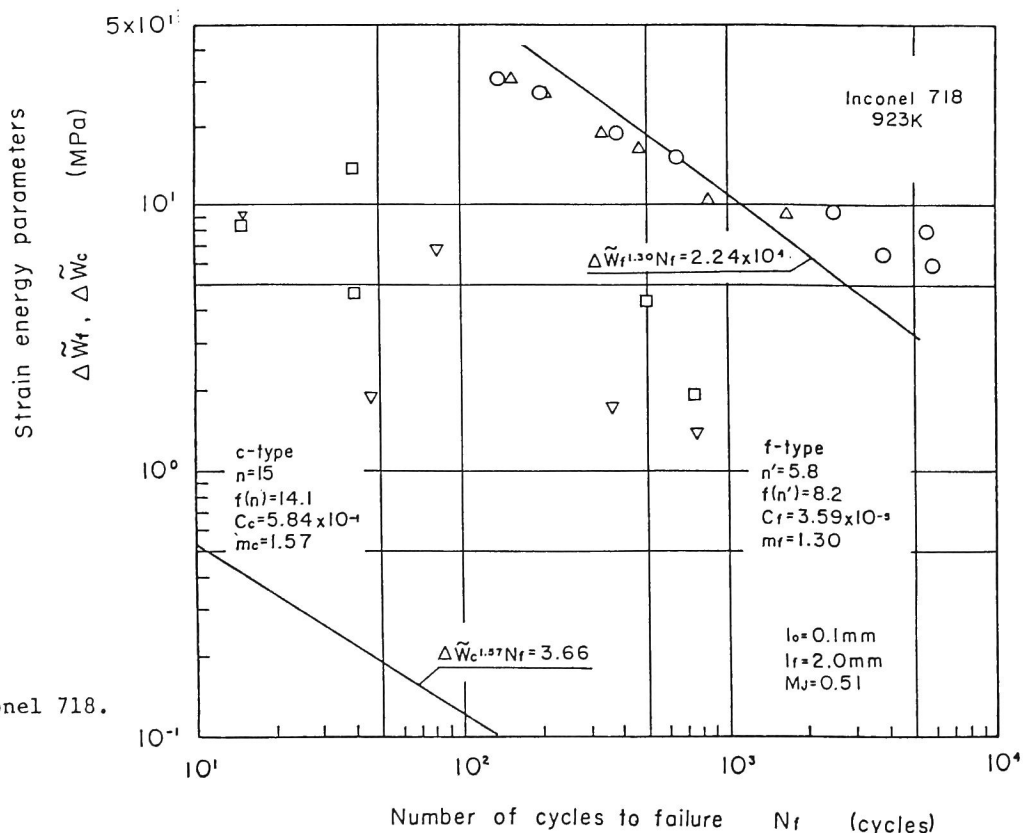
Fig. 6-6 Comparison between experimental data and predicted life curves based on crack propagation laws.

f-type
R.T.
 $C_f = 1.9 \times 10^{-8}$
 $m_f = 1.37$
873K
 $C_f = 3.5 \times 10^{-8}$
 $m_f = 1.50$

c-type
873K, 973K
 $C_c = 4.0 \times 10^{-8}$
 $m_c = 1.00$



(b) 304 stainless steel.



(c) Inconel 718.

Fig. 6-6 Comparison between experimental data and predicted life curves based on crack propagation laws.

最後に、今後、本寿命則の適用範囲を検討する上で重要と思われる課題を以下にあげてまとめとする。

- (1) 本寿命則は巨視き裂伝ば則を基に導出されたものであり、これが実験結果と良い対応関係を示したことはき裂伝ばが疲労寿命の大半を占め、しかも、かなり小さなき裂まで巨視き裂伝ば則の適用が可能であることを示唆している。事実、304ステンレス鋼における静クリープおよび高温低サイクル疲労試験より、数結晶粒径以上のき裂の成長は巨視き裂伝ば則にしたがうことが明らかにされている〔15, 16〕。しかし、微小なき裂の伝ば則が巨視き裂伝ば則と異なる領域が存在し、かつ、その微小き裂伝ばが寿命の大きな部分を占める場合には本寿命則は成立しないことになる。したがって、本寿命則の適用範囲の検討には微小き裂の伝ば特性の把握が重要である。
- (2) 応力が寿命に影響を及ぼす可能性があるものとして、本研究で検討したひずみ波形や動的ひずみ時効以外に熱疲労が考えられる。本寿命の熱疲労に対する有効性は今後検討すべき最も興味ある課題のひとつである。
- (3) 本寿命則は、高サイクル疲労から低サイクル疲労まで統一的に適用可能な形となっている。しかし、高サイクル疲労領域では、き裂開閉口の影響、き裂発生寿命の増大、き裂伝ば下限界の存在があるため、どの程度まで本寿命則により統一的な取り扱いが可能であるか検討が必要である。
- (4) 本寿命則は $\Delta\epsilon_e$ が $\Delta\epsilon$ の大半を占める場合においても繰返し数依存性疲労と時間依存性疲労が存在することを示している。つまり、同一 $\Delta\epsilon_e$ の弾性疲労においても、破壊形態により N_f が異なる場合があることになる。また、き裂材では繰返し数依存性疲労き裂伝ば下限界以下の応力範囲においても時間依存性疲労き裂の伝ばが確認されている〔17〕。これはクリープ温度域では疲労限が消失する可能性があることを示している。しかし平滑材の高サイクル疲労領域における時間依存性疲労破壊について体系的に検討した例は少なく、今後の課題のひとつである。
- (5) 本寿命則は、 $m_c > 1$ の場合は同一、同一応力ひずみ範囲においても長周期疲労ほど寿命が減少することを示唆している。これは、長周期長時間疲労において検討課題となろう。

参考文献

- 〔1〕 S.S.Manson, NACA TN2933(1953).
- 〔2〕 L.F.Coffin Jr., Trans. ASME, Vol. 76, p. 931(1954).
- 〔3〕 L.F.Coffin Jr., Metal. Trans., Vol. 2, p. 3105(1971).
- 〔4〕 G.R.Halford, M.H.Hirshberg and S.S.Manson, ASTM STP520, p. 658(1973).
- 〔5〕 S.S.Manson, ASTM STP520, p. 744(1973).
- 〔6〕 中山 忍, 大谷隆一, 木南俊哉, 日本機械学会講演論文集, No. 834-2, p. 91
(1983).
- 〔7〕 宇佐美三郎, 福田嘉男, 志田 茂, 材料, Vol. 33, No. 369, p. 685(1984).
- 〔8〕 桜井茂雄, 宇佐美三郎, 梅沢貞夫, 宮田 寛, 第22回高温強度シンポジウム前
刷集, p. 26(1984).
- 〔9〕 D.F.Mowbray, ASTM STP601, p. 33(1976).
- 〔10〕 山田敏郎, 星出敏彦, 藤村 哲, 真鍋雅信, 日本機械学会論文集, A, Vol. 49,
No. 440, p. 441(1983).
- 〔11〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 材料, Vol. 29, No. 320, p. 465(1980).
- 〔12〕 W.J.Ostergren, ASME-MPC Symp. on Creep-Fatigue Interaction, p. 179(1976).
- 〔13〕 日本鉄鋼協会高温強度研究委員会, 共同研究結果報告書(1981).
- 〔14〕 星出敏彦, 田中啓介, 酒井範夫, 仲田摩智, 森田俊郎, 材料, Vol. 33, No. 367,
p. 461(1984).
- 〔15〕 大谷隆一, 中山 忍, 平 智之, 材料, Vol. 33, No. 368, p. 590(1984).
- 〔16〕 大谷隆一, 木南俊哉, 坂本浩之, 矢野晶久, 第34期学術講演会前刷, p. 61
(1985).
- 〔17〕 大路清嗣, 久保司郎, 久利俊文, 西崎健二, 日本機械学会講演論文集, No. 840-
10, p. 167(1984).

第7章 結 論

高温疲労き裂伝ばに関する研究は、室温疲労き裂伝ばや破壊じん性に関する研究と比べて極めて少ない。したがって、き裂伝ばに関する力学法則の解明も遅れていたと言える。とりわけ、応力－ひずみ関係が時間に依存し、かつ構成式が非線形性を示す主要原因となるクリープの影響は重要な問題であるにもかかわらず、従来は”クリープ・疲労相互作用”の名の下に曖昧にされていた感が強い。そこで、本研究では、非線形破壊力学を基に系統的に高温疲労および静クリープ下のき裂伝ば試験を実施し、その力学則を明らかにした。得られた結果の詳細は、各章の結言にまとめた。ここでは、結果の全体を一望するため、その要点を以下に示す。

第2章では、繰返し数依存性の疲労き裂伝ばについて検討した。

まず、高温においても応力あるいはひずみの周波数がある程度以上速くなると、純繰返し数依存性き裂伝ば挙動を示すことを明らかにした。さらに、その伝ば挙動は室温疲労のそれと類似している。つまり、疲労き裂伝ば下限界が存在し、その下限界近傍を除く高サイクル疲労（弾性疲労）域では次の関係が成立する。

$$dl/dN = C'_f \Delta K_{eff}^{m'_f} \quad (7-1)$$

ここで、 dl/dN はき裂伝ば速度、 ΔK_{eff} は有効応力拡大係数範囲、 C'_f と m'_f は材料定数である。一方、低サイクル疲労（弾塑性疲労）においては、式（7-1）の関係は成立しない。しかし、疲労J積分範囲 ΔJ_f を用いれば、弾性疲労から全面塑性疲労まで統一的に dl/dN が整理できる。 ΔJ_f はき裂先端近傍におけるひずみ場の強さの1サイクル中の変化幅を表す破壊力学パラメータである。下限界近傍を除くと、

$$dl/dN = C_f \Delta J_f^{m_f} \quad (7-2)$$

が成立している。 C_f と m_f は材料定数である。破面は粒内破壊を呈し、ストライエーションが観察される場合が多く、き裂先端の鈍化・再鋭化の繰り返しによりき裂が伝ばしたものと考えられる。 $dl/dn-\Delta J_f$ 関係に及ぼす試験温度等の諸因子の影響は比較的小さく、材料間の相違もあまり大きくない。

第3章では、次章の時間依存性疲労き裂伝ば挙動を解明するための基礎となる静クリープき裂伝ばについて検討した。

まず、各破壊力学量の相違が明確となるように、相似比1：10の相似試験片を用いて静クリープき裂伝ば試験を行い、支配力学量としてクリープJ積分が有効であることを示した。ここで、クリープ積分は応力ひずみ速度関係がべき乗則（Norton則）

$$\dot{\epsilon} = B\sigma^n \quad (7-3)$$

で表されるとき、き裂先端近傍のひずみ速度場の強さを代表する破壊力学パラメータである。つまり、静クリープき裂伝ば則として次式を得た。

$$dl/dt = C_c J^{*m_c} \quad (7-4)$$

ここで、 C_c と m_c は材料定数である。また、静クリープき裂伝ばにおけるき裂先端近傍のひずみを測定し、①破壊ひずみ一定のき裂伝ば条件が満たされていること、②き裂先端近傍のひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{c,t.}$ がクリープJ積分にほぼ比例すること、および③次式が成立していること、を明らかにした。

$$dl/dt = \dot{\epsilon}_{c,t.} / -(\partial \epsilon / \partial x)_{c,t.} \quad (7-5)$$

ここで、 $-(\partial \epsilon / \partial x)_{c,t.}$ はき裂先端のひずみ分布のこう配を表している。

さらに、静クリープき裂伝ばに及ぼす各種因子の影響について検討した。き裂伝ば速度は試験温度、試験ふん囲気等の影響を受ける。しかし、これは主にクリープひずみ速度の応力依存性（構成式）の相違に起因するものであり、 $dl/dt-J^*$ 関係にはこれらの影響はほとんど現われなかった。ただし、破壊ひずみに近い大きな予クリープを与えた材

料では、 $dl/dt \sim J^*$ 関係が高 dl/dt 側へ移動する傾向があるが、予クリープが破壊ひずみに近くないときはその影響はほとんどなかった。各種材料の dl/dt はほぼ J^* に比例し、クリープ破断延性が小さなものほど高 dl/dt を示す傾向があるものの材料による $dl/dt \sim J^*$ 関係の相違は小さかった。

第4章では、時間依存性疲労き裂伝ばについて検討した。

まず、き裂先端近傍のひずみを測定し、静クリープと同様、

$$dl/dt = \dot{\epsilon}_{c.t.} / -(\partial \epsilon / \partial r)_{c.t.} \quad (7-5)$$

が成立していることを確認した。しかし、時間依存性疲労では、同一条件（温度、応力、試験片形状・寸法、き裂長さ）下の静クリープよりき裂伝ば速度が速い。これは主に、

（a）小規模クリープから大規模クリープへの遷移、（b）圧縮または除荷中の組織回復に起因する再引張り負荷時の遷移クリープ、によりき裂先端近傍のひずみ速度が加速されるためである。（a）、（b）によって加速されたき裂先端のひずみ速度場の強さはクリープ J 積分 J^* で代表され、き裂伝ば速度とクリープ J 積分の間にほぼ次式が成立する。

$$dl/dt = C_c J^{m_c} \quad (7-6)$$

または、

$$dl/dN = C_c \Delta J_c \quad (m_c = 1) \quad (7-7)$$

ここで、 ΔJ_c は、 J^* の 1 サイクルあたりの時間集積値（クリープ J 積分範囲）であり、 $m_c = 1$ の場合には式（7-6）の両辺を 1 サイクルの引張り時間に対して積分することにより式（7-7）が得られる。 C_c 、 m_c は材料定数である。

また、 $dl/dN \sim \Delta J_c$ 関係に及ぼす各種因子の影響について検討した。温度、応力保持時間、応力比、圧縮クリープ変形のいずれも、 $dl/dN \sim \Delta J_c$ 関係に及ぼす影響は小さいことが明らかになった。各種材料の $dl/dN \sim \Delta J_c$ 関係では、静クリープと同様の傾向が得られた。

しかし、詳細に検討すると、同一クリープ J 積分値に対して静クリープの方が、時間依

存性疲労よりき裂伝ば速度が少し大きい傾向が認められた。上述の相違について実験的検討を行った結果、これはき裂伝ばの潜伏期（き裂伝ばの休止期間）の存在によるものであることが明らかになった。ここで、

$$dl/dt = C_c J_{eq}^{* m_c} \quad (7-8)$$

または、

$$dl/dN = C_c (\Delta J_c)_{eq}^{m_c - 1} \quad (7-9)$$

となる等価クリープ J 積分 J_{eq}^* または等価クリープ J 積分範囲 $(\Delta J_c)_{eq}$ を考えると、潜伏期の影響は、

$$J_{eq}^* = J^*/\gamma \quad (7-10)$$

または、

$$(\Delta J_c)_{eq} = \Delta J_c / \gamma \quad (7-11)$$

$$\gamma = 1 + \frac{C_1(1-R)}{C_2 + \tau_H} \quad (7-12)$$

を用いて評価することができた。ここで、 R は応力比、 τ_H は無時元化応力保持時間、 C_1 と C_2 は材料定数である。

第5章では、クリープ・疲労相互作用下のき裂伝ばについて検討した。

き裂伝ば速度はき裂先端近傍の変形または変形速度条件（変形の条件）とき裂先端の破壊の条件により決定される。クリープ・疲労相互作用は、前者において顕著であるが後者では小さい。つまり、き裂先端近傍の変形場または変形速度場を代表する破壊力学量パラメータである J 積分（ ΔJ_f 、 ΔJ_c または J^* ）を用いる限り、高温疲労き裂伝ばは、式（7-2）が成立する繰返し数依存性疲労き裂伝ばと式（7-6）または（7-7）（式（7-8）、（7-9））が成立する時間依存性疲労き裂伝ばに大別できる。さらに、両者の境界条件は、

$$\int_0^{t_H} J^* m_c dt = \frac{C_f}{C_c} \Delta J_f m_f \quad (7-13)$$

あるいは

$$\int_0^{t_H} J_{eq}^* m_c dt = \frac{C_f}{C_c} \Delta J_f m_f \quad (7-14)$$

特に、 $m_c = 1$ の時

$$\Delta J_c = \frac{C_f}{C_c} \Delta J_f m_f \quad (7-15)$$

あるいは

$$(\Delta J_c)_{eq} = \frac{C_f}{C_c} \Delta J_f m_f \quad (7-16)$$

で与えられる。

また、引張り応力保持台形波の1サイクル中のき裂伝ば挙動を直流電位差法により詳細に観察して、き裂先端の破壊にクリープと疲労の相互作用はないことを確認した。

さらに、予損傷材料の高温疲労き裂伝ば試験を実施し、予め存在していた損傷と新たに導入される損傷の相互作用について検討した。その結果、このような場合にもき裂先端の破壊には、クリープ損傷と疲労損傷の相互作用はないことを明らかにした。

第6章では、第2章から第5章までの検討で明らかになったき裂伝ばの破壊力学法則を基に、平滑材の高温疲労寿命則について考察した。平滑材の高温疲労においては寿命の早期にき裂が発生することを考慮して、その寿命がき裂伝ば寿命に等しいとして、上述のき裂伝ば則より次の寿命則を導いた。

繰返し数依存性疲労

$$(\Delta \hat{W}_f)^{m_f} N_f = D_f \quad (7-17)$$

時間依存性疲労

$$(\Delta \hat{W}_c)^{m_c} N_f = D_c t_o^{1-m_c} \quad (7-18)$$

ここで、 $\Delta \hat{W}_f$ はき裂が短い場合の ΔJ_f の一部を表す量である。また、 $\Delta \hat{W}_c$ はき裂が短い場合の J^* の一部を時間積分した量（ ΔJ_c の一部に相当する）を表している。 $\Delta \hat{W}_f$ および $\Delta \hat{W}_c$ はひずみエネルギー（密度関数）の形をしているのでひずみエネルギー・パラメ

ータと名づけた。 C_f 、 m_f 、 C_c 、 m_c 、 t_o ；6.2節参照。上述の寿命則と従来の寿命則との比較検討を行った後、平滑試験片の高温疲労寿命データより、式(7-17)、(7-18)の妥当性を示した。

以上のように、高温疲労き裂伝ば挙動を力学的に明らかにすることができた。本研究によって得られた知見は、従来から高温強度についていわれている高温高サイクル疲労、低サイクル疲労、熱疲労、変動応力クリープ、サイクリック・クリープ、動クリープ等のあらゆる動的強度をすべて包含して、これらの破壊の主要過程であるき裂伝ばに関して、共通普遍の力学法則を示したという点で重要な工学的意義があると考ええる。さらに工業的には、高温機器・構造物の設計のみならず、残存寿命評価等を通してそれらの保守にも活用できると期待される。今後、応用面での発展が望まれる所以である。

付録 J 積分およびその評価法

1. J 積分

J 積分は R i c e によって提案された破壊力学パラメータであり、き裂を有する弾性体に対して次式で定義されている〔1〕。

$$J = \int_{\Gamma} (W v_1 - T_i \cdot u_{i,1}) ds \quad (1)$$

ここでは、 Γ は F i g. 1 に模式的に示すようなき裂下面から上面に至る反時計まわりのき裂先端を囲む積分経路、 v_1 は Γ の外向き単位法線ベクトル v_j の x_1 方向 (F i g. 1 参照) 成分、 T_i は表面力ベクトルの成分、 $u_{i,j}$ は変位ベクトル成分 u_i の x_1 偏微分、 W は次式で定義されるひずみエネルギー密度関数である。

$$W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (2)$$

ただし、 σ_{ij} は応力テンソル、 ε_{ij} はひずみテンソルである。

J 積分の主な特性は以下のように整理できる〔1－5〕。

- ① J 積分値は積分経路に独立である。すなわち、任意の経路 Γ に対して J 積分値は式 (1) より一義的に決定することができる。
- ② J 積分値は、き裂長さ l の変化にともなうポテンシャル・エネルギー U の解放率 G に等しい。すなわち、次式が成立する。

$$J = G = -\frac{\partial U}{\partial l} \quad (3)$$

線形弾性体では K 値は G と一対一対応関係を有することを考え合わせると、J 積分値は K と一対一対応関係を示すことがわかる。例えば、平面応力条件下では

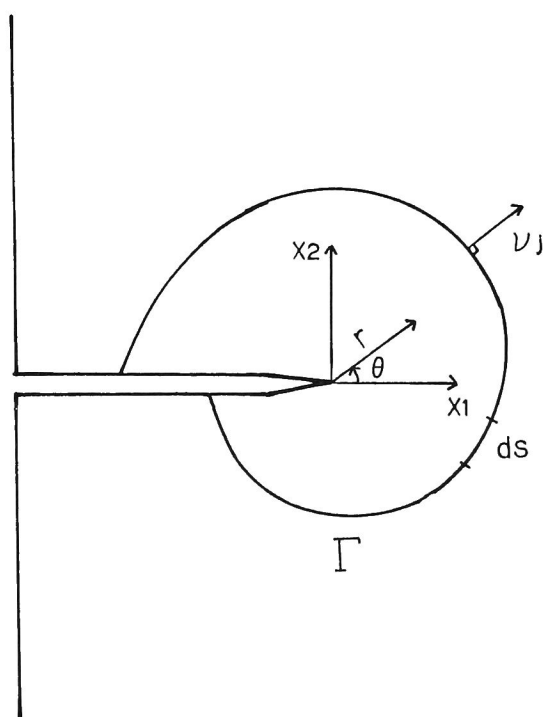


Fig. 1 J-integral path and coordinates.

$$J = \frac{K^2}{E} \quad (4)$$

が成立する。ここで、 E は縦弾性係数である。

③ 応力 σ とひずみ ε の関係が

$$\varepsilon = A\sigma^n \quad (5)$$

で表されるべき乗則にしたがう場合には、き裂先端近傍の応力 σ_{ij} およびひずみ ε_{ij} は J を用いて次のように表される。

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{J}{I_n A r^n} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta) \quad (6)$$

$$\varepsilon_{ij} = A \left(\frac{J}{I_n A r^n} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta) \quad (7)$$

ここで、 (r, θ) はき裂先端を原点とする極座標、 I_n は n の関数、 $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta)$ と $\tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta)$ は θ の関数である。

上記の事柄は、厳密には線形および非線形弾性体に対して成立するものであり、塑性体においては一般的に成立するものではない。しかし、除荷過程が支配的でない場合には、近似的に（あるいは見かけ上）上記の事柄が塑性体に対しても成立し得るとみなすことができる。

さて、次に単純引張り中央き裂平板試験片（F i g. 2）を例にとり、 J 積分値の評価法について述べる。

簡便な J 積分評価法として R i c e の方法〔6〕がある。それによると

$$J = J_e + J_p \quad (8)$$

と表される。 J_e は J の弾性成分であり、 K 値より求められる。 J_p は J の塑性成分であり、き裂が深い場合には F i g. 3 に模式的に示した荷重 P と荷重点間変位 δ の関係から求められる面積 S を用いて次式より評価できる。

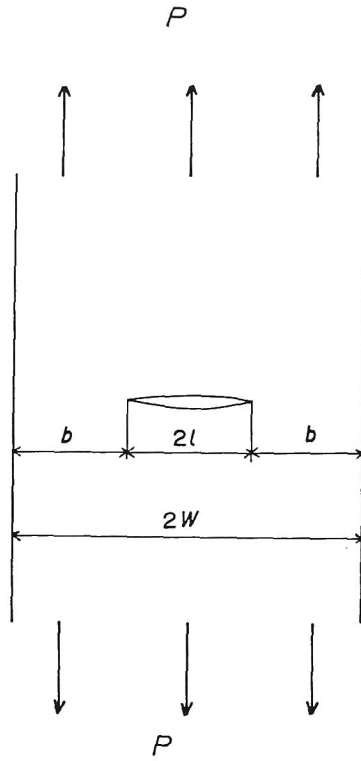


Fig. 2 Center cracked plate specimen.

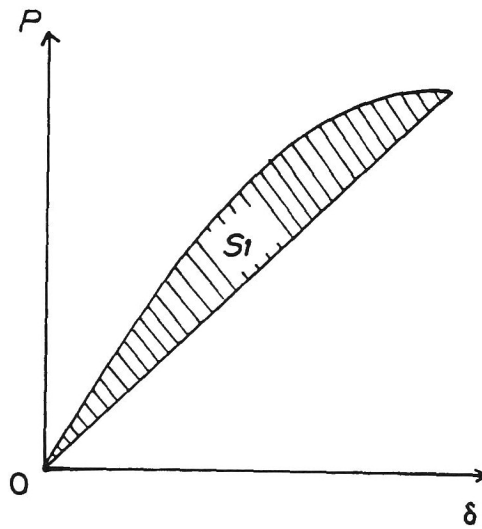


Fig. 3 Method of evaluation of J-integral, J , on the basis of load, P , and loading point displacement, δ , curve.

$$J_p = \frac{S_1}{hb} \quad (9)$$

ただし、 h は板厚、 b はリガメント長さである。

応力 σ と塑性ひずみ ε_p の関係（構成式）として

$$\varepsilon_p = A\sigma^n \quad (10)$$

が成立している場合には、式（9）は次式のように書きかえられる〔7〕。

$$J_p = \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net} \delta_p \quad (11)$$

ここで、 σ_{net} は正味断面応力、 δ_p は δ の塑性成分である。つまり、式（10）が成立する場合には、式（9）と式（11）は等価である。

ところで、上述の方法ではき裂が深い場合には正確な J_p 値を得ることができるものの、き裂が浅い場合には充分精度の高い J_p 値を得ることができない。例えば、式（10）を用いた有限要素法解析による計算結果より、き裂が浅い場合には式（11）の簡便評価式は J_p 値を過小評価することが指摘されている〔7〕。同じ有限要素法解析結果を基に、式（11）において δ_p をき裂中央開口変位の塑性成分 V_p に変換した式

$$J_p = \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net} V_p \quad (12)$$

を用いれば、き裂の深浅にかかわらずかなり正確な J_p 値が得られることが報告されている〔7〕。

また、式（10）の応力とひずみ関係を仮定した有限要素法解析より得られた J_p 値を近似した式として次式が提案されている〔8〕。

き裂が浅い場合

$$J_p = C_s A \sigma_{net}^{n+1} l \quad (13)$$

$$C_s = \pi \left(\frac{\pi n}{2} \right)^{(n-1)/(2n-1)} \quad (14)$$

き裂が深い場合

$$J_p = C_d A \sigma_{net}^{n+1} b \quad (15)$$

$$C_d = \frac{4\pi}{(\pi^2 - 4)\sqrt{n}} \quad (16)$$

ここで、 $2l$ はき裂長さ、 b はリガメント長さである。さらに、式(13)および(15)から求められる J_p 値をおのおの J_{ps} および J_{pd} とすると、任意のき裂深さの J_p 値は

$$\frac{1}{J_p} = \frac{1}{J_{ps}} + \frac{1}{J_{pd}} \quad (17)$$

により近似的に求めることができる〔8〕。ここで、式(12)と式(17)では、ほぼ同じ J_p 値を与えることに注目されたい。

なお、式(12)と同様の導出手順により、引張り負荷を受ける環状き裂丸棒試験片の J 積分評価式として次式が提案されている〔7〕。

$$J_p = \frac{2n-1}{2n+1} \sigma_{net} V_p \quad (18)$$

ここで、 V_p はき裂開口変位の塑性成分である。

2. 疲労 J 積分範囲

疲労 J 積分範囲 ΔJ_f は、1 サイクル中の J 積分の変動幅であり、次式のように表される。

$$\Delta J_f = J_{max} - J_{min} \quad (19)$$

ただし、 J_{max} および J_{min} は 1 サイクル中の最大および最小 J 積分値である。

ΔJ_f 値の評価は前項に述べた J 積分評価法を引張半サイクルに適用することにより行え

る。すなわち、き裂が深い場合には次式により評価できる〔 9 , 10 〕。

$$\Delta J_f = \Delta J_e + \Delta J_p \quad (20)$$

$$\Delta J_e = \frac{\Delta K^2}{E} \quad (\text{平面応力}) \quad (21)$$

$$\Delta J_p = \frac{S'_p}{nb} \quad (22)$$

ここで、 ΔJ_e は ΔJ_f の弾性成分、 ΔJ_p は ΔJ_f の塑性成分、 S'_p は F i g. 4 に示す荷重 P と荷重点間変位 δ のヒステリシス・ループの面積である。ただし、き裂閉口が生じる場合には、F i g. 4 に示したように除荷曲線の下に凸な部分をなめらかに延長して負荷曲線との交点 A を求める。 ΔJ_f は A から B までの J 積分の変化幅とする。

引張半サイクルの応力と塑性ひずみの関係として式 (10) を仮定すれば、式 (11) ～式 (17) を適用して式 (22) 以外の ΔJ_f 評価式が求められるが、ここではそれらには言及しない。

なお、式 (22) はき裂が深い時のみに有効な評価式であることに注意を要する。

3. クリープ J 積分

弾性体における解析の変位およびひずみを、おのおの変位速度およびひずみ速度に置換するとクリープ体における解析と形式上一致する。これを「弾性とクリープの類似」と呼ぶ。クリープ J 積分 J^* は、付録 1 項において述べた J 積分に対して「弾性とクリープの類似」を適用したパラメータである。重複の労をいとわず書き下すと、 J^* は式 (1) を基に次のように定義される〔 11 〕。

$$J^* = \int_{\Gamma} (W^* \nu_1 - T_i \cdot \dot{u}_{i,j}) ds \quad (23)$$

ここで、 Γ は F i g. 1 に模式的に示すようなき裂下面から上面に至る反時計まわりのき裂先端を囲む積分経路、 ν_1 は Γ の外向き単位法線ベクトル ν_j の x_1 方向 (F i g. 1 参照) 成分、 T_i は表面力ベクトル成分、 $\dot{u}_{i,j}$ は変位速度ベクトル成分 \dot{u}_i の x_1 偏微分、 W^* は次式で定義される関数である。

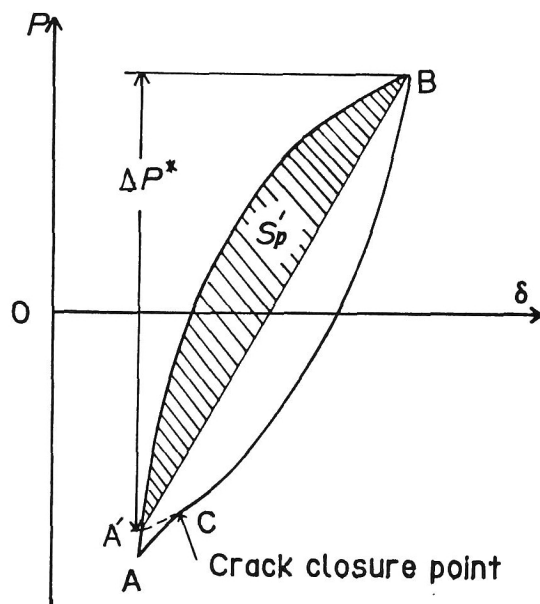


Fig. 4 Method of evaluation of fatigue J-integral, ΔJ_f , on the basis of load, P , and loading point displacement, δ .

$$W^* = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad (24)$$

ただし、 σ_{ij} は応力テンソル、 $\dot{\epsilon}_{ij}$ はひずみ速度テンソルである。

クリープ J 積分の特性も、J 積分との類似により以下のように整理できる。

- ① J^* 値は積分経路 Γ に独立である。
- ② J^* 値はき裂長さ l の変化にともなう見かけ上のポテンシャル・エネルギー速度 U^* の解放率に等しい。すなわち、次式が成立する。

$$J^* = - \frac{\partial U^*}{\partial l} \quad (25)$$

- ③ 応力 σ とクリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係が

$$\dot{\epsilon} = B\sigma^n \quad (26)$$

で表される場合 (Norton 則) には、き裂先端近傍の応力 σ_{ij} およびクリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}$ は J^* を用いて次のように表される。

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{J^*}{I_n B r^n} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta) \quad (27)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij} = B \left(\frac{J^*}{I_n B r^n} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\epsilon}_{ij}(\theta) \quad (28)$$

ここで、 (r, θ) はき裂先端を原点とする極座標、 I_n は n の関数、 $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta)$ と $\tilde{\epsilon}_{ij}(\theta)$ は θ の関数である。

J^* 値の評価法は付録 1 項に述べた J_p 評価法における変位を変位速度で置換すればよい。したがって、式 (26) の Norton 則にしたがう引張り負荷中央き裂平板試験片 (Fig. 2) の場合には、 J^* 値評価式は次のようになる [7]。

$$J^* = \frac{n-1}{n+1} \sigma_{net} \dot{V} \quad (29)$$

ここで、 σ_{net} は正味断面応力、 \dot{v} はき裂中央開口変位速度である。

また、式(13)～(17)の類似より次式が得られる。

$$\frac{1}{J^*} = \frac{1}{J_s^*} + \frac{1}{J_d^*} \quad (30)$$

$$J_s^* = C_s^{B\sigma_{net}} 2^{n+1} l \quad (31)$$

$$C_s = \pi \left(\frac{\pi n}{2}\right)^{(n-1)/(2n-1)} \quad (32)$$

$$J_d^* = C_d^{B\sigma_{net}} 2^{n+1} b \quad (33)$$

$$C_d = \frac{4\pi}{(\pi^2 - 4)\sqrt{n}} \quad (34)$$

ここで、 J_s^* はき裂が浅い場合の J^* 、 J_d^* はき裂が深い場合の J^* 、 $2l$ はき裂長さ、 b はリガメント長さである〔8〕。

式(29)と式(30)を用いて評価した J^* 値は、ほぼ同じ値を示すことも J 積分の場合と同じである。

なお、この他の J^* 評価式として $P-V$ 曲線の面積を用いる方法も考えられるが、正確な $P-V$ 曲線の決定は実験技術上、非常に困難であり、現実的に有効な J^* 値を得ることは難しい。

また、環状き裂丸棒試験片の場合には式(18)の類似として次式が成立する。

$$J^* = \frac{2n-1}{2n+1} \sigma_{net} \dot{v} \quad (35)$$

ここで、 \dot{v} はき裂開口変位速度である。

参考文献

- 〔1〕 J.R.Rice, Trans. ASME, Ser. E, Vol. 35, No. 2, p. 379(1968).
- 〔2〕 J.R.Rice, Fracture, edited by H.Libowitz, Academic Press, Vol. 2, p. 191
(1968).
- 〔3〕 J.R.Rice and G.F.Rosengren, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, No. 1, p. 1(1968).
- 〔4〕 J.W.Hutchinson, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, No. 1, p. 13(1968).
- 〔5〕 J.W.Hutchinson, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, No. 5, p. 337(1968).
- 〔6〕 J.R.Rice, P.C.Paris and J.G.Merkle, ASTM STP 536, p. 231(1973).
- 〔7〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol. 44, No. 382, p. 1831
(1978).
- 〔8〕 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎, 日本機械学会論文集, Vol. 47, No. 416, p. 400
(1981).
- 〔9〕 N.E.Dowling and J.A.Begley, ASTM STP 590, p. 82(1976).
- 〔10〕 平 修二, 田中啓介, 小川 茂, 材料, Vol. 26, No. 280, p. 93(1977).
- 〔11〕 J.D.Landes and J.A.Begley, ASTM STP 590, p. 128(1976).

関連発表文献

第2章

- ① 鍛造Ni基合金IN718の高温低サイクル疲労強度
桑田和夫, 新田明人, 北村隆行
材料, Vol. 32, No. 357, pp. 657-661(1983-6).
- ② SUS304鋼およびNi-Mo-V鋼の高温低サイクル疲労き裂伝ば特性と破壊形態
桑原和夫, 新田明人, 北村隆行
材料, Vol. 33, No. 366, pp. 339-345(1984-3).

第3章

- ① Application of J-integral to High-Temperature Crack Propagation,
Part I—Creep Crack Propagation
S. Taira, R. Ohtani and T. Kitamura
Trans. ASME, Ser. H, Vol. 101, pp. 154-161(1979-4).
- ② 板幅の広い薄鋼板中央き裂材によるクリープき裂伝ば支配力学量の検討
平修二, 大谷隆一, 清水良亮, 北村隆行, 柏木隆文
日本機械学会論文集, Vol. 46, No. 405, pp. 468-476(1980-5).
- ③ 長期使用後のSUS321ボイラ管材のクリープき裂伝ば挙動
新田明人, 北村隆行, 桑原和夫
材料, Vol. 33, No. 365, pp. 185-190(1984-2).

第4章

- ① 高温における時間依存性疲労き裂伝ば
平修二, 大谷隆一, 米倉隆行, 長田守弘, 北村隆行

日本機械学会論文集, Vol.46, No.408, PP.861-869(1980-10).

- ② インコネル 718 の時間依存性疲労き裂伝ばに及ぼす小規模クリープから大規模クリープへの遷移の影響

北村隆行, 新田明人, 桑原和夫

材料, Vol.33, No.368, pp.585-590(1984-5).

- ③ The Effect of Small Scale Creep on Crack Initiation and Propagation under Cyclic Loading

K. Kuwabara, A. Nitta, T. Kitamura and T. Ogata

To be submitted to ASTM STP

- ④ クリープき裂伝ばに及ぼす繰返し応力変動の影響

北村隆行, 杉原 洋, 大谷隆一

材料, Vol.35, No.390, pp.259-265(1986-3).

第5章

- ① クリープ・疲労重畳下のき裂伝ばに関する J 積分による検討

平 修二, 大谷隆一, 北村隆行, 山田勝彦

材料, Vol.28, No.308, pp.414-420(1979-5).

- ② A Nonlinear Fracture Mechanics Approach to Crack Propagation in the Creep-Fatigue Interaction Range

R. Ohtani, T. Kitamura and K. Yamada

Proceedings of the USA-JAPAN Joint Seminar held at Hayama, Japan, Nov., 1979, published by Martinus Nijhoff Publishers, pp.263-270(1981).

- ③ クリープ・疲労相互作用条件下のき裂伝ば

北村隆行, 大谷隆一

日本機械学会論文集, 投稿中

第6章

- ① き裂伝ばの破壊力学則より導かれた平滑材の高温疲労寿命則について

大谷隆一, 北村隆行

材料, Vol.34, No.382, pp.843-849(1985-7).

② High-Temperature LCF Crack Propagation and Life Laws of Smooth Specimens

Derived from the Crack Propagation Laws

R.Ohtani, T. Kitamura, A. Nitta and K. Kuwabara

To be submitted to ASTM STP.

③ クリープ疲労き裂伝ば特性にもとづく高温構造材料の寿命・余寿命推定の基本的概念

大谷隆一，北村隆行，木南俊哉

鉄と鋼 投稿中

謝 辞

本研究を遂行するにあたり、京都大学工学部 大谷隆一教授の高い御見識と暖かい御人柄に導かれたことは、著者にとって無類の幸福でありました。人生の師を得ることの幸運を感じるとともに教授の真摯な研究姿勢に深い感銘を得ました。ここに、最大限の敬意と感謝の念を表すとともに心より御礼申し上げます。

また、本論文を完成するにあたり、京都大学工学部 三浦 精教授、駒井謙治郎教授、伊原千秋教授、井上達雄教授、田中啓介助教授に多くの有益な御助言および御教示を賜りました。厚く御礼申し上げます。

本研究の一部は、著者が財団法人 電力中央研究所に在職中に行ったものであり、桑原和夫機械部次長、新田明人主査研究員、緒方隆志研究担当には同所における研究の遂行に多大な御協力をいただきました。記して謝意といたします。

さらに、新日本製鉄（株） 長田守弘氏ならびに 山田勝彦氏、川崎重工業（株） 武浩司氏、矢崎総業（株） 大木和広氏、京都大学大学院 杉原 洋氏には試験の実施にあたり、不器用な著者に数多くの御援助をいただきました。

著者が一生を通じての親友と信ずる千代田化工建設（株） 清水良亮氏には、大学院生時代の試験、研究のみならず、社会人となっても広く公私にわたり大きな人生の視点を開いていただいたと感謝しております。それらが本研究の遂行の大きな糧となったことを記して御礼の言葉といたします。

最後に、脆弱な意志の持ち主である著者に常に新たな活力を注ぎ込んでいただいたのは父、母、妻、子供達の愛情であったと今さらながら胸を衝かれる思いであります。彼らの支えには、感謝の言葉もない。 ありがとう。

